

Aus der
Poliklinik und Klinik für Zahn-, Mund- und Kieferkrankheiten
der Freien Universität Berlin
Direktor: Professor Dr. med. Dr. med. dent. Ewald H a r n d t

Beitrag zur Klassifikation von Gußfehlern
bei zahnärztlichen Metallarbeiten.

INAUGURAL-DISSERTATION
zur
Erlangung der zahnmedizinischen Doktorwürde
an der
Medizinischen Fakultät der Freien Universität Berlin

vorgelegt von
Klaus-Peter Moeller
aus Berlin

1963

Aus der
Poliklinik und Klinik für Zahn-, Mund- und Kieferkrankheiten
der Freien Universität Berlin
Direktor: Professor Dr. med. Dr. med. dent. Ewald H a r n d t

Beitrag zur Klassifikation von Gußfehlern
bei zahnärztlichen Metallarbeiten.

INAUGURAL-DISSERTATION
zur
Erlangung der zahnmedizinischen Doktorwürde
an der
Medizinischen Fakultät der Freien Universität Berlin

vorgelegt von
Klaus-Peter Moeller
aus Berlin

Dekan: Professor Dr.med. Bernhard Schmidt
Referent: Priv.Doiz.Dr.med.dent. Karl Eichner
Korreferent: Professor Dr.med. Hermann Mathis



Gedruckt mit Genehmigung der Medizinischen Fakultät der
Freien Universität Berlin.

Promoviert am: 25. Juni 1963

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Vorwort	5
Allgemeines zum Aufbau der Dezimalklassifikation	7
Einführung	8
Allgemeines über Hohlräume und deren Einteilung	9
Volumenveränderung während der Erstarrung	10
I. Schrumpfungshohlräume	13
1. Anordnung der Schrumpfporen	19
2. Depression, Einfallstelle, Vakuole, offene Schwindung oder Schwindungslunker	21
3. Offener, externer oder Außenlunker	22
4. Mikrolunker	24
5. Lunkerneigung	25
II. Gashohlräume	26
1. Entstehung von Gashohlräumen	26
2. Hohlräume durch Gasabsorption	27
3. Einschränkung der Lösung von Gasen	30
4. Gasabsorption, Reaktion von Gasen mit Legierungskomponenten	31
5. Gashohlräume, die während des Gußvorgangs durch atmosphärische Luft entstehen.	33
6. Mitreißen von Luft	34
7. Porosität der Einbettmasse	35
8. Wirbelbildung	35
9. Gase, die durch Anguß an eingebettete Metallkörper entstehen.	36
10. Randblasen	37
11. Gase aus der Einbettmasse	38
12. Blasenlunker	40
13. Allgemeines über Gasporositäten	42
III. Heterogenität und Verunreinigung durch feste Stoffe	43

	Seite
IV. Nichtauslaufen der Form	50
V. Risse und Verspannungen	53
1. Wärmerisse	53
2. Verspannungen und Kaltrisse	55
VI. Seigerungen und Segregationen	57
1. Seigerung	57
2. Schwitzperlen	61
3. Ausfülleffekte	61
VII. Verschiedene andere Gußfehler	62
Klassifikation der Gußfehler bei zahnärztlichen Metallarbeiten in tabellarischer Form.	65
1. Einführung in die Benutzung der Tabelle	65
2. Bestimmung eines Fehlers	65
3. Beispiel der Bestimmung eines Gußfehlers	65
4. Übersichtstafel	67
5. Abgeleitete Tafeln	68
Zusammenfassung	84
Literaturnachweis	86
Lebenslauf	92
Nachsatz	93

Vorwort

Kaum ein anderes Gebiet der allgemeinen Systematik zeigt so viele Schwierigkeiten und Hindernisse, eine einheitliche Lösung zu finden, wie das der Klassifikation. Die vielfachen Anforderungen von Wissenschaft und Technik haben im Laufe der Zeit zu einer solchen Ausweitung der Begriffe geführt, daß sie jeder strengen systematischen Erfassung entgegenlaufen. Nicht nur innerhalb der einzelnen Sprachgebiete bedeutet das Fehlen einer einheitlichen Terminologie einen empfindsamen Mangel, sondern auch im internationalen Verkehr, bei dem es oft nur durch umständliche Umschreibungen möglich ist, einen Begriff zu erklären. Die Forderungen, die an ein solches System der Normungen gestellt werden, sind: Leichte Handhabung, unbeschränkte Erweiterungsfähigkeit und einfacher Aufbau.

Betrachtet man die Mittel, die sich für diesen Zweck anbieten, so handelt es sich um Buchstaben, Symbole oder Zahlen. Mit Rücksicht auf die internationale Anwendungsmöglichkeit entfallen Buchstaben und Symbole, sowie Kombinationen derselben.

Die internationale Dezimalklassifikation (D K) hat sich als eine geeignete und nur mit Zahlen arbeitende Einteilung erwiesen. Der Grundgedanke und die Idee stammen von dem amerikanischen Bibliothekar Melvil Dewey. Er hat bereits im Jahre 1876 die von ihm geleitete Bibliothek nach seinem System reorganisiert. Das Deweysche System erwies sich als brauchbar, und im Jahre 1895 wurde es von dem internationalen Bibliographischen Institut (IIB) in Brüssel übernommen. In der Folgezeit wurde dieses System ausgebaut, und die internationale Ausgabe der Dezimalklassifikation liegt heute in der Sprache fast aller Kulturländer vor und wird ständig erweitert.

Die große Bedeutung, die das Deweysche System erlangt hat, liegt in der Methodik. Ihre Elemente, die DK-Zahlen, lassen sich in allen möglichen Kombinationen miteinander verbinden und ermöglichen es so, die ungeheure Vielfalt der uns umgebenden Dinge, seien sie materieller oder geistiger Art, in ein System der Klassifikation einzubeziehen. Angesichts der einheitlichen

Klassifikation im internationalen Gebrauch ergibt sich für mich die Pflicht, bei meinem "Beitrag zur Klassifikation von Gußfehlern bei zahnärztlichen Edelmetall-Arbeiten" den Versuch zu unternehmen, dieses großartige Werk für das Gebiet der zahnärztlichen Prothetik zu verwerten.

Allgemeines zum Aufbau der Dezimalklassifikation

Unter Klassifikation versteht man eine Folge von Begriffen, die nach ihren sachlichen Zusammenhängen geordnet sind. Der Name Dezimal-Klassifikation deutet an, daß diese Klassifikation für ihren Aufbau die "Zehnerung" benutzt. Die Dezimalklassifikation, in der Folge kurz "DK" genannt, umfaßt den aufeinander abgestimmten, gesamten Bereich menschlichen Wissens. Es wird in 10 Hauptabteilungen aufgeteilt, die mit den Zahlen 0 bis 9 gekennzeichnet sind. So bedeuten beispielsweise in der ersten Dezimale die Hauptabteilung

1 Philosophie

3 Sozialwissenschaften

6 Angewandte Wissenschaften Medizin Technik

Durch Hinzufügen anderer Ziffern erfolgt eine weitere Untergliederung:

Medizin	61
Pathologie	616
Krankheiten der Verdauungsorgane	616.3
Stomatologie	616.31
Zahnersatz	616.314 - 089.28
Eine gegossene Goldkrone hat die DK-Zahl	616.314 - 089.28 - 32

Je enger ein Begriff ist, desto länger ist seine DK-Zahl. Für die Klassifikation von Gußfehlern bei zahnärztlichen Metallarbeiten, die noch nicht besteht, mußte daher bei Anwendung meines auf der DK-Basis beruhenden und von mir vorgeschlagenen Ordnungsschemas die entsprechende DK-Zahl für in Metall gegossenen Zahnersatz vorangestellt werden.

Einführung

Die vorliegende Arbeit soll unter der Vielzahl der möglichen Gußfehler besonders den unklaren Begriff der Lunker-Hohlräume gegen ähnliche und andere Gußfehler abgrenzen. Es sollen durch Verwendung der umfangreichen Literatur und durch eigene Versuche die einzelnen Faktoren der Fehler beim dentalen Gußverfahren analysiert und klassifiziert werden.

Verschiedene Fehler können die gleiche Ursache haben und umgekehrt, Ursachen und Erscheinungsformen können sich überdecken, und das Fehlerbild und ein gradliniger Rückschluß auf die Fehlerquelle sind nicht mehr eindeutig. Damit wird auch die Möglichkeit der Beseitigung der Fehler erschwert. Andere Fehler wiederum sind in ihrer Ursache allerdings eindeutig, und es liegt im Einflußbereich des Praktikers, sie zu vermeiden.

Für eine praktische und theoretische Untersuchung und Beschreibung sind zunächst die Faktoren von Bedeutung, die zu einer Beeinträchtigung bei zahnärztlichen Güssen führen können, deren Bedeutung in der Eigenschaft der Materialien und der Gußmethode begründet sind, d. h., physikalischen und chemischen Eigenschaften, in der Verarbeitungsweise der zum Guß erforderlichen Materialien, wie Einbettungsmasse und Modellierwachs, in Form und Größe des zu gießenden Objekts.

Solche Fehler sind:

Lunker	Warm- und Kaltrisse
Gasblasen	Verwerfungen
Schlacken	Seigerungen
Nichtauslaufen der Form	Nichtmetallische Einschlüsse.

Grundsätzlich sind Ursachen und Maßnahmen zur Vermeidung der meisten dieser Fehler bei allen Gießmetallen gleich. Abweichungen im chemischen und physikalischen Verhalten der Metalle verändern aber die Anfälligkeit der zu gießenden Objekte für den einen oder anderen Fehler und dadurch auch die Art der Verarbeitung.

Bonsack (4) gibt in seinem Schema, das er von Meyers übernommen hat, ungefähr 60 Ursachen an, die zu Störungen bei zahnärztlichen Gußarbeiten führen können.

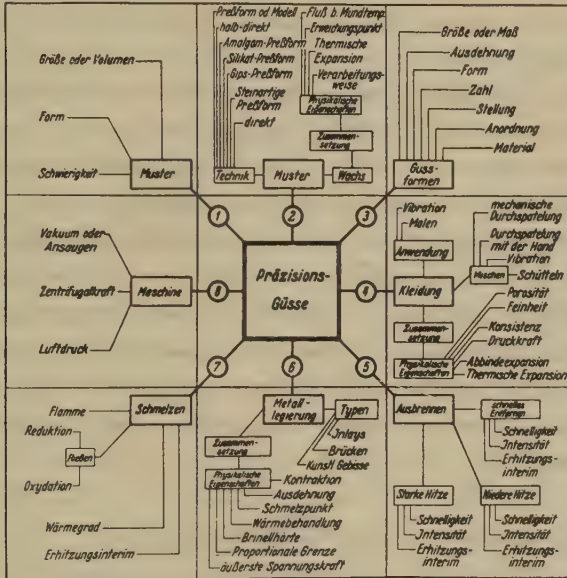


Abb. 1
Ursachen der
Mißerfolge bei
zahnärztlichen
Güssen.
(Bonsack 4)

Allgemeines über Hohlräume und deren Einteilung

Die Hohlräume, sehr häufig und falsch generell als Lunker bezeichnet, stellen die am häufigsten auftretende und schädlichste Form der Gußfehler dar. Unter der Vielzahl der möglichen Hohlräume sind jedoch sehr oft die Lunker die dominierende Fehlerart. Viele Arbeiten sind darüber verfaßt worden. Man hat auch bereits versucht, die in zahnärztlichen Metallgüssen auftretenden Hohlräume grob einzuteilen in solche mit kreisförmiger und Hohlräume mit unregelmäßiger Oberfläche. (Torfs 72)

"Die Lunker und Schwindungshohlräume, die sich in dem erst zum Schluß erstarrenden Abschnitten befinden, zeigen runzlige Seitenwände, die oft dendritisch sind und der Einwirkung der Zentrifugal- oder Schwerkraft entgegengesetzt sind. Außerdem treten daneben Gußblasen, im Schliffbild meist als runde Hohlräume mit ebener Fläche erkennbar und häufig runden Refusstellen auf. Sie stellen eine Kommunikation meist zur Metalloberfläche dar."

Weiter unterscheidet man offene, eingeschlossene und verstreute Lunker, je nach Lokalisation.

Auch Scheffler (52) hat in seiner Untersuchung des Einflusses verschiedener Gußmethoden auf die Homogenität eines feinkristallinen Gefüges die "topographische Einteilung" der Porositäten betont. Er unterscheidet Mikrolunker, gleichmäßig verteilte gezackte Hohlräume, die er wie die "großen Lunker" auf ein zu frühzeitiges Erstarren der Schmelze ohne genügenden Materialnachschieb zurückführte. Als zweites nennt er randständige Hohlräume, die er auf überhitzte Schmelze und dadurch bedingte übermäßige Sauerstoff-Aufnahme zurückführt. Ein Teil des bei der Erstarrung frei werdenden Sauerstoffs kann die zähe Außenschicht nicht durchdringen und bleibt in Form von Bläschen an der Randschicht hängen. Größere Blasen im Gußstück, unabhängig von einer strengen Lokalisation hält er für mitgerissene Luft, die nicht entweichen konnte. Alle drei Formen kommen aber in der Praxis meist miteinander verbunden vor.

Volumenveränderung während der Erstarrung

Unter einem bestimmten Druck und bei einer bestimmten Temperatur wird jedes Metall fest. Es ist die gleiche Temperatur, wie die zum Schmelzen benötigte, die während der ganzen Dauer der Umformung konstant bleibt.

Die Legierungen weisen ein Erstarrungsintervall auf. Die Temperatur der totalen Verflüssigung und der völligen Erstarrung wird Liquidus- und Solidus-Punkt genannt.

Für alle Metalle und Legierungen, die bei zahnärztlichen Güssen Verwendung finden, ist der Übergang vom flüssigen zum festen Stadium, die Erstarrung, mit einer Kontraktion verbunden.

Das Volumen aller dieser Metalle und Legierungen ist im flüssigen Zustand ein größeres als das im festen und erkalteten. Ihr spezifisches Volumen wird kleiner, die Masse bleibt allerdings gleich. Ein Metall, im flüssigen Zustand in einen Hohlraum gegossen und dort erstarrt, füllt diesen Raum nicht ganz aus. Es wird sich gegenüber der Form in dem Maße verkleinern,

als der Unterschied des spezifischen Volumens zwischen flüssigem und festem Zustand ausmacht. Voraussetzung ist dazu ein unendlich langsamer Abkühlungsverlauf, der in der Praxis nie vorkommt. Daher wird in den allermeisten Fällen auch der Abkühlungsverlauf von außen nach innen fortschreitend vonstatten gehen. Der äußere Teil, der schon einen größeren Temperaturabfall durchlaufen und damit auch eine größere Schwindung erfahren hat, schließt einen inneren Teil ein, der noch eine höhere Temperatur aufweist und daher auch noch eine größere Schwindung zu durchlaufen hat. Diesem Teil steht ein größerer Raum zur Verfügung, als er zu füllen vermag. Es bleibt ein Hohlraum zurück, der allgemein als Schwindungslunker oder, da er sich im Innern des Gußobjekts befindet, auch als geschlossener Lunker bezeichnet wird, es sei denn, es besteht die Möglichkeit, flüssiges Metall in den teilweise festen Guß zusätzlich einfließen zu lassen, um diese Erstarrungsschwindung auszugleichen. In Anwendung der Dezimalklassifikation würde dieser geschlossene Lunker die Zusatzzahl = 2220 erhalten. Handelt es sich bei dem Gußobjekt, in dem dieser geschlossene Lunker auftritt um eine gegossene Goldkrone, so lautet die DK-Zahl:

616.314 - 089.28 - 32 - 2220.

Die Schrumpfung, auch Kontraktion oder Schwindung bezeichnet, ist der Grund verschiedener zu erörternder Phänomene, die sich beim Guß einstellen. Der Grad der Schrumpfung stellt das Schwindmaß dar, das sich aus verschiedenen Komponenten zusammensetzt.

Es lassen sich während der Abkühlung und Erstarrung drei Stadien feststellen;

- a) a) Eine Kontraktion im flüssigen Stadium, oberhalb des Liquiduspunktes, also während des Abkühlens von der Gußtemperatur zur Liquidustemperatur

= Schrumpfung im flüssigen Zustand.

- b) Eine Kontraktion während des Übergangs vom Liquidus- zum Solidus-Stadium, zwischen Liquidus- und Solidus-Punkt, also im Schmelz- bzw. Erstarrungsintervall

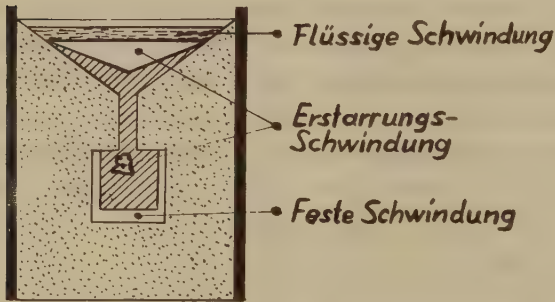
= Erstarrungsschrumpfung.

c) Eine Kontraktion zwischen dem Solidus-Punkt und der ambienten Temperatur.

= Schrumpfung im festen Zustand.

Nach Price beträgt die vollständige lineare Schrumpfung des 24 kar. Goldes 3,84 % und zwar 1,64 % während der Erstarrungskontraktion und 2,2 % während der Verdichtung im festen Zustand.

Spanner (57) gibt für Feingold eine lineare Schrumpfung von 5,17 %, für Fein-Silber 5,0 %, für Kupfer 4,05 % und Zink 6,5 % an.



Die Volumenveränderung, die im flüssigen Zustand auftritt, oben als "flüssige Schrumpfung" oder "flüssige Schwindung" bezeichnet, kann beim zahnärztlichen Gußverfahren wegen des geringen Einflusses auf das Schwindmaß unberücksichtigt bleiben. Die

Abb. 2 Schwindungsschema

festen Schwindung einer Legierung ist von größerer Bedeutung. Es läßt sich aber im zahnärztlichen Gußverfahren in gewissem Umfang ein Ausgleich erzielen durch die Verwendung expandierender Einbettmassen (Cristoballit) und durch zweizeitiges Einbetten. Diese Methoden sind nur infolge der geringen Abmessungen der zahnärztlichen Gußobjekte anwendbar und wären, abgesehen von den technischen Schwierigkeiten, für die Industrie zu kostspielig.

Die Erstarrungskontraktion einer Legierung, also die Volumenminderung, die zwischen dem Liquidus- und Solidus-Punkt eintritt, ist vor allen die Ursache der Hohlraum- und Lunkerbildung.

Reine Metalle und reine Eutektika, also Mischungen von zwei oder mehreren

Elementen, die so proportioniert sind, daß sie den niedrigsten Schmelzpunkt gegenüber allen Legierungen ihrer Art haben, erhärten bei einer konstanten Temperatur.

Ein großes Erstarrungsintervall beeinflußt das Ausmaß der unerwünschten Volumenveränderungen und begünstigt darüber hinaus die Seigerung und Heterogenität des Gusses, während die Art der Abkühlung auf die Lokalisation der Volumenveränderungen Einfluß hat.

Schrumpfungshohlräume

Der Ausdruck Schrumpfung umfaßt eine Menge von Erscheinungen, die in Güssen auftreten und aus der oben beschriebenen Volumenveränderung resultieren. Eine der wichtigsten von diesen ist die Tendenz des Gußmetalls, lunkerig zu sein, als ein Ergebnis der Kontraktion während der Erstarrung. Solche Porositäten führen zur Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften des Gußmetalls und stellen, sofern sie bei der Bearbeitung freigelegt werden, häufig eine Ursache für die Verfärbung prothetischer Arbeiten im Munde des Patienten dar. Sie bilden Retentionsstellen für Eiweiß und seine Zersetzungsprodukte, wenn man von der unschönen mangelnden Homogenität der Oberfläche absieht. Es ist notwendig, die Schrumpfungshohlräume zu vermeiden oder sie wenigstens auf ein erträgliches Maß zu begrenzen.

Viel ist schon unternommen worden, um Licht auf die Phänomene zu werfen, die mit der Erstarrung verbunden sind. Speziell die exakten Forderungen der modernen Industrie, besonders auch der amerikanischen Luftfahrtindustrie, haben wie kaum auf einem anderen Gebiet Versuche notwendig gemacht, fehlerfreie Güsse zu erreichen.

Es ist wohl einleuchtend, wenn man den Erstarrungsprozeß in zwei großen Klassen beschreibt, den des reinen Metalls und den der Legierungen.

1. Reine Metalle erstarren bei einer konstanten Temperatur.
2. Legierungen erstarren über ein Temperaturintervall.



Abb. 3

Gerichtete und nicht-gerichtete Erstarrung eines reinen Metalls.

(Nach W.A. Baker 35)

Abb. 4

Gerichtete Erstarrung einer Legierung mit einem Kristallisationsintervall.

(Nach Baker 35)

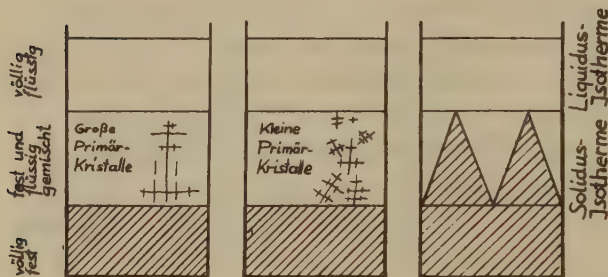


Abb. 3 a bis c zeigt drei Stadien der Erstarrung eines reinen Metalls, das bei gleichmäßiger Temperatur und gerichteter Erstarrung abkühlt. Da das Metall kein Erstarrungsintervall hat, ist die erstarrende Fläche bei gleichmäßiger Wärmeableitung nach oben verhältnismäßig eben und verbleibendes flüssiges Metall hat leichten Zutritt zu der erstarrenden Fläche. Die Schrumpfung, die hierbei auftritt, wird durch das nachströmende flüssige Metall aufgefüllt. Unter solchen idealen Bedingungen würden sich keine Schrumpfporen zeigen, und die Schrumpfung würde nur einen Abfall in der Höhe des Metalls bedingen. In der Praxis ist aber eine Erstarrung von innen her meist nur ein Wunschtraum, denn sie schreitet fast immer von außen nach innen fort. Daher verursacht ein Teil der Schrumpfung die Bildung einer offenen Röhre, wie in Abb. 3 e gezeigt wird, einen offenen Lunker (DK = 2210). Ein Teil des

Schrumpfhohlraums mag gänzlich eingeschlossen sein, wie in Abb. 3 f dargestellt wird. Es handelt sich hierbei dann um einen geschlossenen Lunker (DK - 2220). Weiteres siehe später.

Die Erstarrung bei Legierungen mit einem Kristallisationsintervall ist sehr komplex. Abb. 4 beschreibt ein Zwischenstadium im Abkühlungsprozeß. In diesem Fall gibt es drei Zonen:

- a) Eine ganz feste Zone.
- b) Eine Zone teigiger Konsistenz, eine Mischung von flüssigen und festen Teilen zwischen Liquidus- und Solidus-Punkt.
- c) Eine vollkommen flüssige Zone.

Im Anfangsstadium der Erstarrung bilden sich an einer oder mehreren Stellen der flüssigen Phase Primär-Kristalle aus, und diese Kristalle haben die Möglichkeit, sich frei zu bewegen. Die Erstarrungsschrumpfung, die durch die Kristallbildung auftritt, wird durch die Verkleinerung des Volumens der teigigen Zone ausgeglichen.

Es ist bekannt, daß die Wachstumsgeschwindigkeit eines Kristalls in den einzelnen Richtungen unterschiedlich verläuft. Auch das Wachstum ist nur möglich, wenn das Kristallwachstum in keiner Richtung behindert wird. Beim Metallguß ist eine Begrenzung des Wachstums der Metalkristalle gegeben. Daraus ergeben sich Konsequenzen. In der Schmelze bilden sich während der Erstarrung Keime, Kristallisationszentren, die bis zur gegenseitigen Behinderung oder der gegebenen Begrenzung der Form in mehr oder weniger gleichmäßiger Form wachsen, wiederum in Abhängigkeit verschiedener noch zu besprechender Faktoren, wie Legierungsart, Abkühlungsgeschwindigkeit u. a.

In dem Maße, in dem die Kristalle wachsen, schreitet die Erstarrung fort, bis sich die Kristalle gegenseitig berühren. Von diesem Moment an muß die Schrumpfung kompensiert werden durch das Einströmen der restlichen flüssigen Phase in die interdendritischen Kanäle des Netzwerks, das sich aus den Primärkristallen gebildet hat.

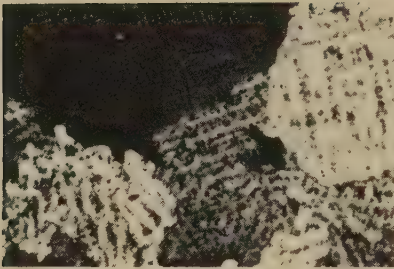


Abb. 5
Grobkörniges inhomogenes
Gußgefüge mit ausgeprägten
Dendriten.
(20 kar. Goldlegierung)

Wenn dieses Nachfließen nicht vollständig ist, besteht die Neigung, daß sich kleine Hohlräume zwischen den Dendriten und Dendritenarmen bilden. Diese Hohlräume sind überall verstreut und entsprechen in ihrer Form den Konturen der gebildeten Kristalle. Die Ausbildung dieser Porositäten in Form enger Kanäle bewirkt eine große kapillare Anziehungskraft, die flüssiges Metall in die zwischendendritischen Kanäle zu ziehen versucht. Gelingt dies nicht, bilden sich Schrumpfhohlräume. Hierbei haben Oberflächenspannungskräfte das Bestreben, sphärische Kavitäten zu bilden, indem die Kapillarkräfte Restschmelze von den größeren zu den kleineren Lücken ziehen. Die Dimensionen der interdendritischen Hohlräume variieren. Diese eben beschriebenen Hohlräume werden als interkristalline Lunker DK = 2260 bezeichnet.

Die Oberflächenspannungskräfte sind zweifellos die hauptsächlich treibenden Kräfte, um Restschmelze in den Guß hineinzutreiben. Jedoch auch andere Kräfte mögen in der Praxis sehr wichtig sein. So ist z. B. die Schwerkraft bzw. die Zentrifugalkraft besonders im Anfangsstadium der Erstarrung der fein differenzierten dentalen Gußobjekte von Bedeutung. Bei Dental-Güssen von relativ schweren Metallen, die ja in der Hauptsache Verwendung finden, mag der hydraulische Druck einen entsprechenden Effekt haben. Abgesehen von der Hohlraumbildung im Metall kommt es durch die Oberflächenspannung zur Ausbildung von Gußfehlern der Gruppe 5000 oder 6000, zu unvollständiger Formfüllung. Die Bedeutung der letztgenannten Kräfte ist abhängig von der Größe und Dauer ihrer Einwirkung.

Es ist zu beachten, daß der atmosphärische Druck bzw. auch die Zentrifugalkraft nicht in der Lage sind, ein Nachfließen von Restschmelze in das

Gußobjekt zu bewerkstelligen bis eine vollständige Erstarrung erreicht ist, zumindest nicht bis in die interdendritischen Kanäle.

Die Erstarrung schreitet fast immer von der äußeren Fläche des Gußobjekts nach innen fort. Es bildet sich eine feste Hülle um die Restschmelze und unterstützt damit die Bildung geschlossener Lunker, und die besprochenen Kräfte fallen als potentielle Kraft zum Ausfüllen von Schrumpfhohlräumen fort.

Um Porenfreiheit zu erzielen, muß die Restschmelze Zugang haben zu der erstarrenden Oberfläche und das ist nur dann möglich, wenn der Weg für die nachfließende Restschmelze nicht zu weit ist. Die Ausdehnung der teigigen Zone muß, um eine Fehlerfreiheit zu erreichen, klein sein, und die Erstarrung muß sich über ein kleines Erstarrungsintervall erstrecken, d. h. Solidus- und Liquidus-Punkt müssen möglichst dicht beieinander liegen.

Selbst diesen Idealfall der Erstarrung vorausgesetzt, erfolgt der Hitzeabfall in der Praxis nicht in einer, sondern mehreren Richtungen. Die Erstarrung schreitet von außen nach innen fort mit dem Endresultat der Ausbildung von Schwindungsporositäten, also von Lunkern, die sich zumeist auf die zentralen Regionen beschränken (Interne Lunker). Ihre Zahl, ihre Ausbildung und Ausbreitung hängt vom Schmelze bzw. Erstarrungsintervall der Legierung, der Richtung und Geschwindigkeit der Abkühlung und der Form des Gußobjekts ab. (Weiteres darüber siehe unten)

Um die Besprechung der Kräfteeinwirkungen abzuschließen, muß noch folgendes gesagt werden: Um eine Fehlerfreiheit durch vollständiges Ausfüllen der Gußform zu gewährleisten, ist es unerlässlich, die Erstarrungsrichtung zu steuern und zwar in einer Richtung, die vom entferntesten Punkt des Gußobjekts in Richtung der Einflußöffnung fortschreitet und dabei die maximale Anwendung von Zentrifugalkraft oder atmosphärischem Druck erlaubt, die die nachfließende Restschmelze in den Guß hineintreibt. Die wichtigste Kraft bleibt die kapillare Attraktion.

Um ein möglichst vollständiges Ausfüllen der Form durch nachfließendes Schmelzgut und damit Fehlerfreiheit zu erreichen, sei auf das Gießen mit

dem sogenannten verlorenen Kopf hingewiesen. Der Degussabrief 22 (7) und Veröffentlichungen von O. Loebich (31) beschäftigen sich mit Untersuchungen über das Verhältnis der Ausmaße des verlorenen Kopfes, des Gußkanals und des Gußobjekts in Beziehung zu ihren Abmessungen und Anordnungen. Wertvolle Dienste im Sinne einer gerichteten Erstarrung leistet die von der Fa. Degussa entwickelte Tiegelschleuder in allen ihren Variationen.

Zum Verständnis der auftretenden Fehlerscheinungen in Form von Schrumpfhohlräumen bei Dentalgüssen scheint es mir unerlässlich, noch einige metallurgische Betrachtungen über die Schwindung anzustellen, wobei ich mich auf die Untersuchungen von Knipp (28) beziehe.

Die Metalle schwinden nicht gradlinig von der Gießtemperatur bis zur ambienten Temperatur. Flüssiges Metall zeigt gegenüber dem festen und erstarrten Metall einen abweichenden Schwindungsverlauf. Die Volumenveränderung erfolgt beim Übergang vom flüssigen zum festen Zustand sprunghaft. Der Ablauf der Schwindung ist jedoch in allen Teilen des Querschnitts des Gußobjekts gleich.

Zeitlich wird er jedoch je nach Temperaturunterschied in den äußeren und inneren Teilen auseinanderliegen. Zur Verdeutlichung sei hier das Schema einer Schwindung unter den obengenannten Bedingungen wiedergegeben.

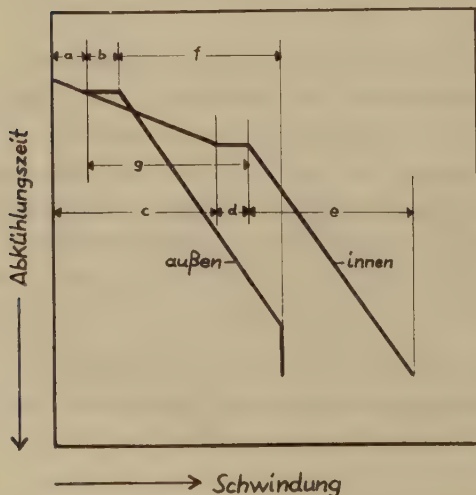


Abb. 6

Schema einer Schwindung mit abweichendem Schwindungsverlauf durch Temperaturunterschiede.

(Nach Knipp 28)

Hierbei ist die Schwindung in Abhängigkeit von der Abkühlungszeit aufgetragen. Auf der Strecke a) schwindet das Metall mit einer überall gleichen Geschwindigkeit, da es sich vollkommen in flüssigem Zustand befindet. Auf der Strecke b) erstarrt die äußere Schicht mit einer größeren Kontraktionsgeschwindigkeit als im flüssigen Zustand, um dann auf der Strecke f) wieder langsamer zu schwinden. Der innere Teil schwindet auf der Strecke c) über eine längere Zeit hin mit einer größeren Geschwindigkeit als der äußere Teil, so daß er erst später in den Bereich der niedrigen Kontraktionsgeschwindigkeit gelangt. Maßgebend für die Lunkerbildung ist der Bereich g) der Schwindung. Je größer hier der Unterschied der Schwindung des äußeren gegenüber dem inneren Teil des Gußkörpers ist, desto größer ist die Lunkerung.

Wenn V_K die Kontraktionsgeschwindigkeit, V_T die Abkühlungsgeschwindigkeit und α den kubischen Schwindungs-Koeffizienten bedeuten, dann ist

$$V_K = V_T \cdot \alpha$$

Wenn also

$$V_{K \text{ flüssig}} > V_{K \text{ fest}}, \quad \text{oder} \\ V_{T \text{ flüssig}} \cdot \alpha_{\text{flüssig}} > V_{T \text{ fest}} \cdot \alpha_{\text{fest}},$$

dann ist die Voraussetzung für eine Lunkerbildung gegeben.

Anordnung der Schrumpfporen

Es wurde in den vorigen Abschnitten gezeigt, daß die Schrumpfräume das Bestreben haben, interkristallin aufzutreten, besonders bei Legierungen mit einem großen Erstarrungsintervall. Sie haben das Bestreben, die Kontinuität der Gußstruktur oft in einem großen Ausmaß zu unterbrechen. Trotzdem vermögen nicht alle diese Poren ernstlich die Qualität und Brauchbarkeit solcher Dentalgüsse zu beeinträchtigen. Das Ausmaß der Hohlraumbildung und die Verteilung spielen hierbei die ausschlaggebende Rolle. Ungünstig ist es jedoch, daß sie oft nicht gleichmäßig verteilt sind, sondern sich an bestimmten Stellen des Gusses konzentrieren mit dem Ergebnis, daß sich Güte und Qualität verschiedener Teile des Gusses erheblich unterscheiden. Aus den vorigen Abschnitten geht hervor, daß die

Teile des Gusses, die zuerst erstarren das Bestreben haben, nachfließende Schmelze von den Teilen des Gusses abzuziehen, an denen die Erstarrung lokal verzögert eintritt. Das wird in Abhängigkeit von der Form an sogenannten lokalen Hitzezentren sein, an Stellen also, wie z. B. der des größten Querschnitts, an Verbindungen verschiedener Abschnitte, in der Nähe des Gußkanals u. a. Entsprechend der Volumenmenge des Gußmetalls wird die Erstarrung an diesen Stellen langsamer sein und ein Reservoir an Restschmelze für die angrenzenden erstarrten Abschnitte des Gusses darstellen. Daraus erklärt sich verständlicherweise, daß das Metall in lokal begrenzten Hitzezentren zu größerer Porosität neigt, als das Metall an anderen Stellen des Gusses. Dies kann zu einer entsprechenden Qualitätsminderung führen, sofern die unerwünschten Effekte nicht durch geeignete Maßnahmen vermindert oder ausgeschlossen werden.

In der Literatur finden sich zu diesem Thema zahlreiche Abhandlungen. Besonderer Erwähnung bedarf es in diesem Zusammenhang wieder der Untersuchungen von O. Loebich (32) über die Anbringung der Gußkanäle, Stärke der Gußkanäle und spezifische Oberfläche des verlorenen Kopfes. Er beabsichtigte u. a. durch entsprechende Wahl der Dimension des Eingußkanals und des verlorenen Kopfes die Lunkerbildung in einen Abschnitt zu verlegen, der für das Gußobjekt unschädlich ist. A. Torf (72) kommt aber bei seinen Lunkeruntersuchungen zu dem Schluß, daß bei zahnärztlichen Gußarbeiten alle bekannten Maßnahmen nicht ausreichen, mit Sicherheit Lunkerfreiheit zu erreichen.

Das Auftreten von Hohlräumen, die infolge der Erstarrungskontraktion entstehen, kann sowohl innen, als auch außen erfolgen. Die internen, geschlossenen, oder Innenlunker (DK - 2220) sind bereits besprochen worden. Ihre Entstehung ist eindeutig. Ein noch flüssiger Teil in einem Gußstück ist bereits von einem festen Mantel umgeben und die bei der Erstarrung auftretende Kontraktion kann durch flüssiges Metall nicht aufgefüllt werden.

Verschiedene Variationen sind möglich. Die Ausbildungsart der Lunker richtet sich häufig nach der Form des Gußstücks. Bei einem von parallelen Gußwänden begrenzten Gußstück, z. B. einem Zylinder oder um es auf ein Guß-

objekt der Praxis zu übertragen, z. B. einem Brückenzwischenglied, wird der in der Querschnittsmitte sich bildende Hohlraum eine Ausbildung annehmen, die als Mittellinienlunker (DK - 2230) bezeichnet wird. Für das unbewaffnete Auge ist er oft auch nicht sichtbar, da es sich meist nicht um einen Schlauch oder eine Reihe weniger und länglicher Hohlräume handelt. Bisweilen zeigt er sich als schwammiges Gefüge und macht sich besonders durch seine von außen nach innen abfallenden Festigkeitswerte bemerkbar.

Immer ist jedoch das Auftreten von Lunkern vorwiegend an den Stellen des Gusses möglich, wo lokale Hitzezentren während der Abkühlung bestanden haben. Das gilt auch für äußere Schrumpfhohlräume. Das Auftreten und die Ausbildung der "äußeren Schrumpfung" wird weitestgehend durch die Zusammensetzung der Legierung, Form des Gußobjekts und die Art der Abkühlung bestimmt.

Depression, Einfallstelle, Vakuole, (DK-2240) Offene Schwindung oder Schwindungslunker

Der atmosphärische Druck ist in der Lage, eine noch nachgiebige Hülle eines geschlossenen Hohlraums an der schwächsten Stelle einzudrücken. Es entsteht eine mehr oder minder flache Einbuchtung oder Depression, die gewöhnlich ein leicht rauhes Aussehen aufweist. Diese Erscheinung führte zur Begriffsbildung der Vakuole, der Depression oder der Einfallstelle. Ein Schrumpfhohlraum stellt in der Tat meist ein hochgradiges Vakuum dar. Ein absolutes Vakuum ist jedoch anzuzweifeln und nur theoretisch möglich. Spuren irgendeines Gases sind wohl stets enthalten. Angaben in der Literatur hierüber sind verständlicherweise spärlich, denn eine einwandfreie Untersuchung ist technisch nicht möglich. Somit stellen die Vakuolen die gleiche Erscheinungsform dar, wie die Lunker und man bezeichnet sie daher auch richtiger als Schwindungslunker oder auch offene Schwindung. Man beachte jedoch den Unterschied zu Gasblasen und offenen Lunkern (DK - 2210), die sich meist in der oberen Partie des Gusses befinden. Ähnliches Aussehen haben auch die Blasenlunker (DK - 2160), von denen noch die Rede sein wird. Es handelt sich bei diesen um eine kombinierte Erscheinung von Gas-

blasen, bedingt durch unzureichende Gasabfuhr und Schwindungslunkern. In reinen Metallen oder eutektischen Legierungen, Legierungen also, die bei einer bestimmten Temperatur erstarren, bildet sich rasch eine äußere, sehr feste Schicht. Die lokalen Hitzezentren enthalten - wenn überhaupt - nur eine geringe Anzahl, dafür größerer, interner Kavitäten.

In Legierungen, die nur einen geringen Anteil eines Eutektikums oder ein großes Erstarrungsintervall haben, also lange "teigig" bleiben, bilden die Primärkristalle eine weniger feste äußere Hülle. An lokalen Hitzezentren mag die Restschmelze in Verbindung mit dieser äußeren Primärkristall-Hülle durch den atmosphärischen Druck oder auch durch die Schwerkraft gezwungen werden, nach innen hin die Erstarrungsschrumpfung auszugleichen und bewirkt ein Zusammenfallen oder gänzliches Einfallen der Oberfläche. In solchen Legierungen können die Schrumpfungen verhältnismäßig tief sein und feine Risse zwischen den Kristallen zeigen. (Siehe auch DK 3000 Kontinuitätstrennung) Diese Schwindungslunker bilden sich bei gleichmäßiger Abkühlung stets an lokalen Hitzezentren. Durch den vorhandenen Unterdruck wird die umgebende schon festere Zone von vergleichsweise noch teigiger Konsistenz an der schwächsten Stelle in den Hohlraum hineingezogen. Diese Stelle liegt meist im Bereich zwischen Gußkanal und der oberen Fläche des Gußobjekts, wo sich die von dem Gießvorgang abgeführte Wärme staut. Hier wird erst später als an anderen Stellen eine Verfestigung eintreten.

Die Korngröße des Gußmaterials beeinflusst die beschriebenen Erscheinungen. In feinkörnigen Güssen fällt die teigige Mischung leichter ein und die offene Schwindung pflegt flacher zu sein und sich über eine größere Fläche zu erstrecken.

Offener, externer Lunker oder Außenlunker (DK = 2210)

Wenn die Abkühlung und Erstarrung sich gleichmäßig von der Oberfläche des Gußobjekts zur Mitte fortsetzen, müßte sich der Lunker genau dort befinden, wo das Metall zuletzt erstarrt, also in der Mitte des Querschnitts. Verschiedene Faktoren bedingen jedoch eine Verlagerung des Lunkerrhohl-

raums. So spielen Schwerkraft und Zentrifugalkraft eine Rolle.

Denkt man sich den Verlauf einer Erstarrung, z. B. eines Kubus schichtweise von außen nach innen fortschreitend, so ergibt sich eine Lunkerbildung wie in der Abb. 7 dargestellt. Jede Schicht verkleinert sich bei der Erstarrung und gibt damit für das eingeschlossene flüssige Metall einen größeren als vorher vorhandenen Hohlraum frei, so daß sich der Spiegel der Schmelze mehr und mehr senkt, bis auch der letzte Rest erstarrt ist. Es bildet sich also ein offener Lunker, den wir bei unseren Gußmethoden fast regelmäßig im Gußkegel wiederfinden. Die Metallindustrie kennt diese Erscheinung als Nachsatz.

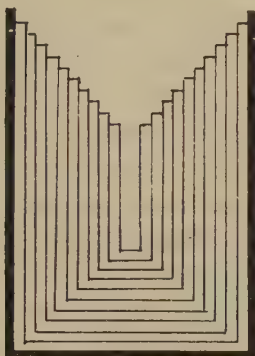


Abb. 7

Schematische Darstellung der Entstehung eines offenen Lunkers

(frei nach Scheuer 12)

Ein durch spätere Bearbeitung möglicherweise freigelegter Lunker gilt bis zu diesem Zeitpunkt als geschlossener Lunker (DK = 2220). Bei prothetischen Arbeiten wirkt er sich oft überaus störend aus. Er rechnet nicht zu den offenen Lunkern, sondern müßte eher als ein eröffneter oder freigelegter Lunker bezeichnet werden.

Mikrolunker (DK - 2260)

In der Literatur findet man bisweilen den Ausdruck Poren für eine Vielzahl kleiner Lunker. Das ist jedoch irreführend, weil sich der Begriff "Poren" genau so gut für Hohlräume gleicher Dimensionen anwenden läßt, deren Entstehungsursache eine andere als die der Lunker ist.

Was sich dem Auge bei einem Schnitt durch ein Gußobjekt oder einem Schliffbild als einwandfrei anbietet, mag bei mikroskopischer Betrachtung doch Hohlräume aufweisen und zwar im Sinne der Abkühlung, in der Mitte stärker als außen. Lunker, die nur mit Hilfe geeigneter Instrumente sichtbar gemacht werden können, makroskopisch also nicht sichtbar sind, bezeichnet man als Mikrolunker.

Das Wahrnehmungsvermögen des Auges variiert je nach Sehvermögen. Im allgemeinen ist das gesunde menschliche Auge in der Lage, einen Lunker bis zum Durchmesser von etwa $1/10$ bis $1/15$ mm zu erkennen, woraus sich die Einteilung zwischen Makro- und Mikro-Lunker ergibt. Dabei lege ich zu Grunde, daß der mittlere Abstand des den Lunker enthaltenden Objekts vom Auge 25 cm beträgt und die Sehschärfe einem Auflösungsvermögen des Auges von 4 bis 5 mm entspricht. (Das optische Auflösungsvermögen des menschlichen Auges wird bestimmt durch die getrennte Wahrnehmung zweier Punkte in einem bestimmten Abstand voneinander und in einem bestimmten Abstand vom Auge. In einem Winkel von einer Winkelminute zum Knotenpunkt des Auges werden sie auf zwei verschiedenen Zapfen abgebildet, die durch einen unerregten Zapfen getrennt sind. Die Bildabstand der Netzhaut beträgt dann etwa 4 bis 5 mm.)

Zu den Mikrolunkern sind auch die schon besprochenen interkristallinen Lunker zu rechnen.

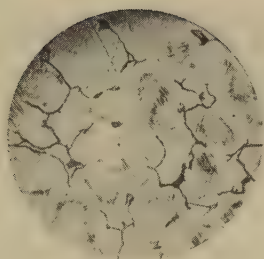


Abb. 8
Flächenartige Hohlräume im
Rotguß. (Vergr. 150 x Gold aus
Czockralski: Moderne Metall-
kunde. 6)

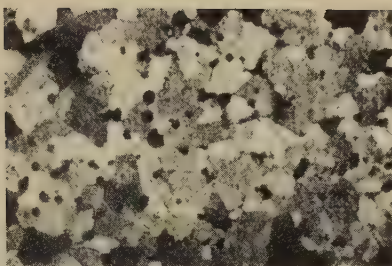


Abb. 9
Mikrolunker in gegossenem Gold.
(Aus Falck: Metallkundliche
Untersuchungen. 13)

Lunkerneigung

Die Neigung zur Bildung von Lunkern ist von verschiedenen Faktoren abhängig. Die Lunkerneigung ist um so stärker,

1. je größer die Temperaturunterschiede innerhalb des Gußobjekts sind. Diese Unterschiede haben ihre Hauptursachen
 - a) in der ungleichmäßigen Abkühlung der einzelnen Bereiche des Gußstücks,
 - b) im Wärmeleitvermögen der Einbettmasse und
 - c) in der Gußtemperatur.
2. Weiterhin ist die Neigung zur Lunkerung um so stärker, je größer die Volumenschwindung ist.
3. Je mehr Gußmetall sich einer eutektischen Zusammensetzung nähert, um so geringer ist die Möglichkeit der Lunkerbildung. Es fehlen dann die Kristalle, die die Schmelze dickflüssig machen und das Nachfließen des Metalls in die entstandenen Schwindungshohlräume erschweren.

Ein Lunker stellt die Ausbildung eines Hohlraumes oder eines lokal begrenzten Volumenverlustes bei einem Gußobjekt dar, infolge Volumenminderung dieses Gußstückes vom Beginn der Erstarrung an bis zur vollständigen Erhärtung.

Gashohlräume

Entstehung von Gashohlräumen

Es ist mit großen Schwierigkeiten verbunden, bei einem Gußobjekt Hohlräume, die durch eingeschlossene Gase gebildet werden von Hohlräumen zu unterscheiden, die durch die Schwindung des Metalls auftreten. Solche Fehlerscheinungen an Gußstücken werden sehr häufig fälschlicherweise als Lunker bezeichnet. Meist wird die Unterscheidung auch dadurch erschwert, daß die Entstehung von Hohlräumen im Metallguß sowohl durch Lunkerbildung als auch durch die Abscheidung von Gasen geschieht. Den Gasblasen wird allerdings häufig bei zahnärztlichen Gußarbeiten keine entsprechende Bedeutung zugemessen, obwohl sie, ebenso wie die Lunker, einen wesentlichen Anteil der Gußfehler ausmachen.

Versucht man diese beiden hauptsächlichen Fehlerscheinungen voneinander zu trennen und zu ordnen, so läßt sich zunächst sagen, daß sie sich in der Form sehr häufig dadurch voneinander unterscheiden, daß die Gashohlräume rund sind, die Lunker aber eher eine unregelmäßige Form aufweisen. Diese Feststellung kann aber nur als Hinweis dienen und besitzt keine Allgemeingültigkeit. Sie unterscheiden sich weiterhin auch in Anordnung und Größe.

Es ist vielmehr notwendig, die Hohlräume im Gußmetall, die durch Gase bedingt sind, durch die Art ihrer Entstehung voneinander zu trennen. So sind Hohlräume bekannt, die ihre Ursache haben:

- a) während des Schmelzvorgangs
- b) während des Gußvorgangs
- c) während der Erstarrung.

Es können beispielsweise während des Schmelzens Gase gelöst werden, beim Guß Gase mitgerissen werden und durch Anguß und aus der Einbettmasse

Gase in die Schmelze eindringen.

Hohlräume durch Gasabsorption

Es ist eine Tatsache, daß auch Metalle und Legierungen in der Lage sind, Gase zu lösen. So können Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff in atomarer Form von Metallen gelöst werden.

Die Löslichkeit von Verbindungen, so zum Beispiel Kohlenmonoxyd, Kohlendioxyd oder Schwefeldioxyd ist in der Literatur umstritten. "Es können nur dissoziierte Gase durch Metall diffundieren. Wenn sie trotzdem aus erstarrtem Metall entweichen oder aus ihnen extrahiert werden können, so sind sie wahrscheinlich nur mechanisch eingeschlossen gewesen, oder ihre Komponenten in atomarem Zustand trafen auf ihrem Diffusionswege zusammen und bildeten nicht mehr lösliche, aber durch mechanische Hilfe aus dem Metall entweichende Verbindungen." (Knipp 28)

Die Löslichkeit von Gasen in Metallen und Legierungen ist in erster Linie abhängig von dem Partialdruck, dem Druck in der Gasphase und der Temperatur. Die Löslichkeit steigt mit der Temperatur, es handelt sich also um einen endothermischen Vorgang. Einschränkung muß allerdings gesagt werden, daß nicht alle Metalle bzw. Legierungen der gleichen Temperaturabhängigkeit unterliegen. Das Kristallgitter weitet sich, die Gaslöslichkeit nimmt beim Übergang vom festen in den flüssigen Zustand rapide zu. Bei der Abkühlung ist der Vorgang umgekehrt, die Gase werden wieder frei, in besonders hohem Maße im Temperaturbereich der Erstarrung. Das "Spratzen" des Silbers ist ein anschauliches Beispiel für die Sauerstoffaffinität des Silbers. Silber ist fähig, Sauerstoff bis zum Zwanzigfachen seines Volumens zu absorbieren. Beim Erstarren entweicht der aufgenommene Sauerstoff wieder mit ziemlicher Heftigkeit und starker motorischer Kraft unter akustisch deutlich wahrnehmbaren Erscheinungen, dem "Spratzen" des Silbers.

Zum Teil kann er auch als Gaseinschluß im Metall verbleiben.

Veranschaulicht wird dies durch die Untersuchungen von Sievert und Hagenacker (61). Im flüssigen Silber ist die Sauerstofflöslichkeit beim

Schmelzpunkt am höchsten. Sie nimmt dann fast linear ab, wie es die Zahlen der Abb. 10 zeigen.

$p \text{ O}_2 = 760 \text{ mm}$	
$t^\circ \text{ C}$	$\text{cm}^3 \text{ O}_2 / 10 \text{ g Ag}$
923	0,59
973	21,35
1024	20,56
1075	19,39
1125	18,49

Abb. 10

Löslichkeit des Sauerstoffs in Silber.

(Nach Sieverts und Hagenacker 61)

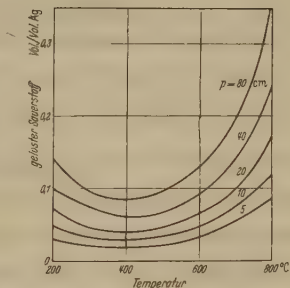


Abb. 11

Die Isobaren des Systems Silber-Sauerstoff.

(Nach Steacie und Johnson 66)

Die Geschwindigkeit der Sauerstoffaufnahme ist im Sauerstoff-Milieu viermal so groß.

Die Abb. 10 gibt die Sauerstofflöslichkeit in festem Silber in Abhängigkeit von Temperatur und Druck wieder. Der Tiefstwert der Sauerstofflöslichkeit liegt bei 400° C . Man erklärt dies mit der Dissoziationsfähigkeit des Silberoxyds, die bis zu dieser Temperatur noch möglich ist. Mit steigender Temperatur nimmt die Löslichkeit des Sauerstoffs im Silber zu und bestimmt den Verlauf der Löslichkeitskurve.

Um eine übermäßige Sauerstoffaufnahme beim Schmelzen von Silber zu verhindern und die Blasenbildung beim Guß zu vermeiden, gibt man dem Silber als Reduktionsmittel Kupfer, Kadmium oder Zink hinzu, wobei es dann jedoch zu Verunreinigungen des Silbers durch entsprechende Oxyde kommt.

In Silber - Gold - Legierungen sinkt die Sauerstofflöslichkeit mit wachsendem Goldgehalt stark, wie Sieverts und Krumbhaar (62) nachwiesen und aus der Abb. 12 ersichtlich ist.

g Au/100 g Ag	g O_2 gelöst in 100 g Ag
0,00	0,263
5,8	0,222
11,1	0,161
25,0	0,132
66,7	0,061
122,2	0,023

Temperatur ° C.	Gelöster Wasserstoff ccm H_2 / ccm Ag
600	0,019
700	0,025
800	0,036
900	0,046

Abb. 12

Sauerstofflöslichkeit in Silber-
Goldlegierungen bei 1123° C.

(Nach Sieverts und Krumbhaar 62)

Abb. 13

Löslichkeit von Wasserstoff
in Silber.

(Nach Steacie und Johnson 66)

Die Löslichkeit von Wasserstoff in Edelmetallen ist gering. Für Silber ermittelten Steacie und Johnson (66) Werte, die in der Abb. 13 wiedergegeben werden.

Flüssiges Gold nimmt nach Untersuchungen verschiedener Metallurgen keine meßbaren Mengen von Sauerstoff auf oder löst sie.

Dagegen verhalten sich die Platinmetalle in geschmolzenem Zustand ähnlich dem Silber. Obwohl keine genauen quantitativen Messungen von Sauerstofflöslichkeit infolge der Schwierigkeiten der Messungen bei den notwendigen hohen Temperaturen vorliegen, ist doch auch hier ein Spratzen bekannt.

Gegenüber Wasserstoff weisen die verschiedenen Platinmetalle unterschiedliches Verhalten auf. Auch Platin-Legierungen zeigen eine unterschiedliche Löslichkeit.

Die abgeschiedenen Gase können so lange unbehindert aus der Schmelze eines Metalls oder einer Legierung entweichen, wie sich diese Metalle in vollkommen flüssigem Zustand befinden und demzufolge noch eine geringe Viskosität besitzen. Da aber die größte Menge der gelösten Gase während der Erstarrung abgegeben werden, erklärt es sich von selbst, daß eine Legierung um so stärker zur Gasporosität neigt, je größer ihr Erstarrungsintervall ist.

Eine Abhängigkeit von den Legierungskomponenten darf dabei nicht übersehen werden. Während des Abkühlungsvorgangs wird die Metallschmelze zäher und dickflüssiger, die Viskosität nimmt zu und die grade jetzt in erhöhtem Maße auftretenden Gasblasen werden dadurch am Austreten aus der Schmelze behindert und "frieren" ein. Bei eutektischen Legierungen oder reinen Metallen ist diese Gefahr verhältnismäßig gering.

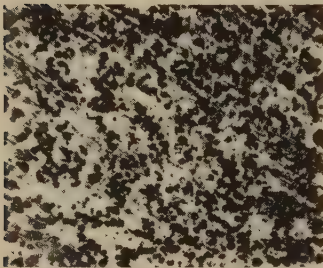


Abb. 14
Oxydierend geschmolzene
Silber-Kupfer-Legierung.
(Vergr. 120 x) (11)

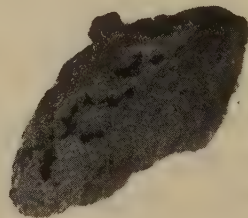


Abb. 15
Schnitt durch den Gußkegel einer
oxydierend geschmolzenen Silber-
Legierung (Vergr. 5 x)

Einschränkung der Lösung von Gasen

Man kann nun der Gefahr der Bildung von Hohlräumen aus gelösten Gasen dadurch entgegenwirken, daß man den Zutritt der Gase, die in Lösung gehen können oder die unerwünschte Reaktionen auszulösen vermögen, einschränkt oder verhindert. J.N. Dudas beschreibt das Vacu-Indusast-Schmelz- und Gießverfahren. Das Metall wird im Vacuum im hochfrequenten Feld durch induzierte Wirbelströme in wenigen Sekunden zum Schmelzen gebracht, wodurch sichergestellt wird, daß die Legierung während des Schmelzvorgangs unverändert erhalten bleibt, auch wenn es sich um Unedelmetalle handelt. Gefügeuntersuchungen ergaben, daß sich keine Verunreinigungen durch Gase oder Schlackepartikelchen erkennen ließen. Das so geschmolzene Metall wurde dann ebenfalls im Vacuum durch Zentrifugalkraft gegossen. Es ist einleuchtend, daß sich dadurch ideale Metalleigenschaften ergeben. Der

unverhältnismäßig große Aufwand wird wohl auch in Zukunft dazu führen, der Hohlraumbildung aus gelösten Gasen in Gußmetallen durch einfachere Mittel entgegenzuwirken.

Für die Dentalmetalle und Legierungen besitzt die größte Bedeutung als in Lösung gehendes Gas der Sauerstoff. Durch Zusetzen von Borax $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ oder Kohlenstaub als Reduktionsmittel versucht man eine Oxydbildung zu verhindern. Als sehr zweckmäßig hat sich für die Reduzierung von Gußfehlern, speziell auch von Gashohlräumen, die Kohlerohr-Tiegelschleuder erwiesen, wie sie die Fa. Degussa herstellt.

Seit langem wird auch das Gußmetall in Würfelform angeliefert, um beim Schmelzen den angreifenden Gasen eine möglichst kleine Oberfläche zu bieten. Auch heute noch schmilzt man im zahnärztlichen Labor die Metalle größtenteils mit der Gebläseflamme, die direkt auf das Metall auftrifft. Hierbei bieten sich für die Flammengase, ganz besonders, wenn ihre Verbrennung unvollständig ist, reichlich Gelegenheit, auf die Schmelze in schädlicher Form einzuwirken. Im überhitzten Zustand lösen manche Legierungen eine Menge dieser Gase auf und scheiden sie dann beim Erstarren wieder aus.

Kohlenoxyd und Wasserstoff sind wesentliche Bestandteile des Leuchtgases, wobei der Wasserstoff wohl als das gefährlichste in Lösung gehende Gas anzusehen ist. In der Gießereiindustrie, der hoch vorgewärmte Gußformen nicht zur Verfügung stehen, ist der Wasserstoff, der aus dem feuchten Formsand noch entstehen kann, sehr gefürchtet und man unternimmt große Anstrengungen um seine schädlichen Folgen auszuschalten.

Beim Sauerstoff ist ein Freiwerden vor allem dann zu erwarten, wenn eine Legierung nur Edelmetalle enthält, z. B. eine Au-Ag-Legierung. Enthält die Legierung aber oxydierbare Metalle, etwa Kupfer, dann wird der Sauerstoff nicht gelöst, sondern chemisch gebunden, es entsteht Kupferoxydul Cu_2O .

Gasabsorption: Reaktion von Gasen mit Legierungskomponenten

Kupfer ist eine wichtige Legierungskomponente des Zahngoldes. Leider ist es aber auch der Bestandteil der Legierung, dem auftretende Gasporosität in erster Linie zuzuschreiben ist. Insbesondere in überhitztem Zustand nimmt

Kupfer eine Menge der Gase in sich auf, um sie beim Erstarren zum Teil abzuscheiden, zum Teil aber chemisch zu binden. Das entstandene Kupferoxydul wird von der Schmelze bis zu einem gewissen Prozentsatz homogen aufgelöst. Ist dagegen die Menge des entstandenen Kupferoxyduls groß, so lagert es sich zwischen den Kristalliten ab und bildet einen heterogenen Bestandteil. Damit ist die Möglichkeit einer Korrosion des Metalls gegeben. Eine kupferhaltige Legierung, die wiederholt bei Luftzutritt geschmolzen wurde, ist wohl zumeist von Oxyden durchsetzt. (Siehe auch Heterogenität DK - 7000)

Einige edle Metalle, wie Gold, Platin und einige Platinmetalle zeigen auch in der Hitze keine Neigung zur Oxydbildung. Es läßt sich zwar mit einigen Schwierigkeiten Goldoxyd künstlich herstellen, doch ist es sehr unbeständig. Es zerfällt bereits bei ca. 250°C . und gibt seinen Sauerstoff wieder ab. Dagegen zerfallen, wie schon beim Kupfer erwähnt, die Oxyde der unedleren Metalle nicht.

In der Zahnheilkunde werden nur in seltenen Fällen ganz reine Edelmetalle wie 24 kar. Gold oder ganz reines Platin verwendet. Somit muß auch bei zahnärztlichen Edelmetallegierungen in fast jedem Fall eine Oxydation einge-rechnet werden. Um gewisse Metalleigenschaften zu erreichen, enthalten die Edelmetallegierungen für zahnärztliche Zwecke Zusätze an Unedelmetallen. Beim Schmelzen dieser Leg. ist es daher nicht ausgeschlossen, daß eine teilweise Oxydation eintritt. Infolgedessen tritt auch eine Veränderung der Menge der gewählten Zusätze ein und ihr Verhältnis wird zueinander verschoben. Selbstverständlich ist es unerwünscht, wenn die Zusätze oxydieren und verschlacken und damit als Metall aus der Legierung ausscheiden, dann aber auch, weil sie als fein verteilte Schlackepartikel in der Legierung suspendiert bleiben und durch teilweise Ausscheidung nicht gebundener Gase während der Erstarrung Anlaß zu Porositäten im Gußstück geben. Im Gegensatz zu den reinen Gashohlräumen (DK - 2110) und den Heterogenitäten der DK-Gruppe - 3000 wird diese kombinierte Erscheinung als Schlackenblase (DK - 2150) bezeichnet.

Abgesehen von der Fehlerhaftigkeit durch Hohlraumbildung und veränderter

Zusammensetzung der Legierung zeichnet sich die Verunreinigung der Legierung durch Gasaufnahme auch weiterhin dadurch schädlich aus, daß in einer Legierung vorhandene Oxyde die Gußfähigkeit beeinträchtigen. Der Viskositätsgrad einer Schmelze, ihre Zähigkeit, ist für die Qualität eines so diffizilen und höchste Präzision erfordernden Gusses, wie er in der Zahnheilkunde gefordert wird, von größter Bedeutung. Je dünnflüssiger eine Schmelze ist, desto leichter dringt sie in die Form ein und um so genauer wird die Form ausfließen. Beigemengte Oxyde, wie das oben erwähnte Kupferoxydul können die Gießfähigkeit beeinflussen, d. h. die Viskosität heraufsetzen und zur Fehlerbildung der DK-Gruppe 5000 führen. Darüber hinaus setzt Kupferoxydul die Dehnbarkeit und Verarbeitungsfähigkeit herab.

Gashohlräume, die während des Gußvorgangs durch Luft entstehen

Die Entstehung von Gashohlräumen durch atmosphärische Luft während des Gußvorgangs und ihr unvollständiges Entweichen aus dem Guß findet in der einschlägigen Literatur häufig Erwähnung. Ihre wahre Bedeutung dürfte jedoch gerade bei der Dental-Guß-Technik von verhältnismäßig geringer Bedeutung sein. Es werden verschiedene Ursachen in Erwägung gezogen. Das Zurückbleiben von Luft in der Form wird dadurch ermöglicht, daß die Erstarrungsgeschwindigkeit beim Guß sehr groß ist. Die in der Form vorhandene Luft kann nicht ganz verdrängt werden, da die Schmelze bereits erstarrt ist, bevor die Form vollständig gefüllt ist. Es kommt zu einem unvollständigen bzw. blasigen Guß. (Siehe auch Fehler der DK-Gruppe 60001) Verschiedene Ursachen kommen hierfür in Frage. Zusammensetzung des Gußmetalls, Erstarrungsintervall, Größe des Gußkanals im Verhältnis der zu füllenden Gußform spielen eine Rolle. Am naheliegendsten ist aber die Annahme, daß zu kalt gegossen wurde. Hätte man nämlich die Form und das Schmelzgut so heiß gehalten, daß die Form mit flüssiger Schmelze gefüllt ist, bevor die Erstarrung einsetzt, so würde alle Luft durch die poröse Einbettmasse verdrängt sein. Die Funktion der porösen Einbettmasse kann aber nur dann voll wirksam werden, wenn auch die Formwandung luftdurchlässig ist und nicht bereits durch die beginnende Erstarrung der Legierung durch eine feste Schicht überzogen ist, wie dies geschieht, wenn die Form-

wand nicht heiß genug ist. Die natürlichste Folge wird dann ein mangelndes Entweichen vorhandener Luft und Gase sein. Der Guß wird zwar äußerlich glatt erscheinen, kann aber im Inneren, oder besonders unterhalb der Oberfläche, reichlich Blasen und Porositäten aufweisen.

Auch bei einseitiger Abkühlung der Gußform ist ein teilweises Auftreten der eben beschriebenen Fehler denkbar. In der Praxis zeigt sich bei ungleichmäßigem Vorwärmen der Gußform, wie es leider bisweilen durch alleiniges Erhitzen mit der Gebläseflamme im Lötblock geschieht, ein Zunehmen dieser Gußfehler.

Obwohl das in der zahnärztlichen Technik meist geübte Schleudergußverfahren eine schnelle Luftentleerung aus der Form begünstigt, können diese Erscheinungen auch bei Dentalgüssen auftreten.

Mitreißen von Luft

Ein Mitreißen von Luft während des Gußvorgangs nach dem Wasserstrahl-Prinzip in das Gußobjekt hinein ist infolge unsachgemäßer Form und Lage der Schmelzmulde und der Gußkanäle möglich. Die selbstverständliche Forderung, daß die Schmelzmulde nicht zu flach ist und die Gußkanäle an der tiefsten Stelle der Mulde liegen, wird nicht immer berücksichtigt. Es ist darum erklärlich, daß während des Gußvorgangs Luftblasen mit in den Kanal hineingezogen werden können und "einfrieren". Heute ist auf Grund der besseren Erkenntnis die Methode des Gießens mit Pressluft oder Dampfdruck, wie sie von Spreng eine Zeit lang propagiert wurde, mehr und mehr in Vergessenheit geraten. Die Gefahr der Blasenbildung durch Luft oder den gerade in der industriellen Gießerei-Technik durch Dissoziation so gefürchteten Wasserstoff, war durch diese Gußmethode sehr groß.

Durch die Pressluft wurde die Luft in die Schmelze eingetrieben und ihre Gase in erhöhtem Maße gelöst. Es wurde oben schon erwähnt, daß die Löslichkeit von Gasen in Metallen und Legierungen nicht nur temperaturbedingt ist, sondern auch abhängig ist von dem Druck in der Gasphase.

Die Pressluft hatte zusätzlich noch den Nachteil, daß das Wasser bzw.

der Wasserdampf bei hohen Metalltemperaturen dissoziiert und ein Teil des Wasserstoffs atomar in Lösung geht. Beim Abscheiden während des Abkühlens des Metalls bildet sich dann die molekulare Form, die nicht mehr diffusionsfähig ist, oder der Wasserstoff reagiert mit dem gelösten freien Sauerstoff oder Sauerstoffverbindungen, und es entsteht wieder Wasserdampf, der ebenfalls nicht diffundiert und, sofern er nicht entweichen kann, als Blase eingeschlossen wird.

Porosität der Einbettmasse

Es ist nicht der Gegenstand des Themas über die Porosität der Einbettmassen Untersuchungen anzustellen. So viel sei aber der Vollständigkeit halber erwähnt, daß entgegen bisweilen vertretener Auffassungen der Widerstand der in der Hohlform der Muffel enthaltenen Luft beim Einströmen der Schmelze unbedeutsam ist und daher kaum zu Lufteinschlüssen im Gußobjekt führt.

Es sind von den Praktikern an die Qualität der Einbettmassen und an die Qualität des Gusses, sofern sie von der Gußform abhängt, immer wieder bestimmte Forderungen erhoben worden.

Die Durchlässigkeit der Einbettmasse darf während des kurzen Augenblicks des Gusses für das Entweichen der durch den Guß vertriebenen Gase keinen zu großen Widerstand bieten. Selbstverständlich muß hierbei auch Größe der Form und Entfernung zwischen Form und Muffelgrund beachtet werden. Die heute in der Dental-Technik verwendeten Einbettmassen schalten Fehler-Möglichkeiten der hier erörterten Genese weitgehend aus.

Eingehende Untersuchungen sind zu diesem Thema der Porosität von Einbettmassen unternommen worden und die einschlägige Literatur gibt dazu genaue Daten.

Wirbelbildung

Die Möglichkeit der Wirbelbildung beim Einströmen der Schmelze und dadurch bedingter Luftblasen, die eingeschlossen werden, ist äußerst gering. Hinweise auf diese Fehlermöglichkeiten geben Autoren nur aus theoretischer Sicht.

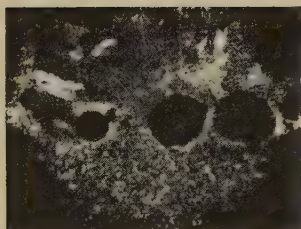
Die Schwere des üblicherweise verwendeten Gußguts und die Geschwindigkeit des Einströmens lassen eine Wirbelbildung kaum möglich erscheinen. Es sind in einigen wenigen Fällen Blasen beobachtet worden, bei größeren Versuchsreihen, bei denen die bewußt unsachgemäße Anbringung der Gußkanäle bedingte, daß die Schmelzströme von verschiedenen Seiten aufeinander treffen. Fehler dieser Art, die sich jedoch in der Praxis kaum eruieren lassen werden, müßten dann ebenfalls die DK-Zusatzzahl - 2130 tragen.

Gase, die durch Anguß an eingebettete Metallkörper entstehen (DK - 2140)

Bei der Berührung von Metallkörpern, die bereits in der Gußküvette eingebettet sind und einen "Anguß" erfahren sollen, können bei der Berührung mit der Schmelze Gase entweichen, die ebenfalls Hohlräume im Gußstück zur Folge haben. In der Zahnheilkunde wird von dieser Gußmethode umfangreicher Gebrauch gemacht, nicht zuletzt durch die wesentlichen Verbesserungen der Güteeigenschaften der Gußmetalle. Diese Methode findet Anwendung bei der Herstellung von Bandhülsen-Kronen oder Facettenkronen, um nur einige Beispiele zu nennen.

Benecke hat sich der Untersuchung besonders der auftretenden Hohlräume beim Anguß der Wurzelkappen an den Stift bei Richmond-Kronen bzw. Wurzelkappen-Stift-Kronen gewidmet. Seine Untersuchungen ergaben, daß beim Anguß der Wurzelkappen neben der Lunkerbildung noch Gase zur Hohlraum-bildung führten. Die Lunker entstanden, wenn der Stift durch die heiße Schmelze verflüssigt wurde. Wurde die Verflüssigung des Stiftes ausgeschaltet, indem der Schmelzpunkt des Gußmetalls unter dem des Stiftes liegt, so zeigte es sich, daß die jetzt auftretenden Blasen eine nahezu kugelige Form besaßen und ihre Lage und Verteilung weit eher Gasblasen entsprachen.

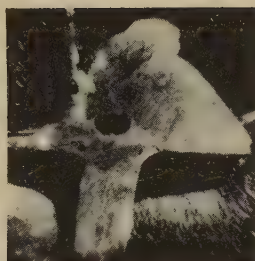
Durch eingehende Untersuchungen, nicht nur durch Benecke ³, sondern auch durch andere Forscher wurden dafür als Ursachen absorbierte Gase und anhaftende Oxyde verantwortlich gemacht. Sie führten zur Bildung von Gaslöchern mit der DK-Zahl - 2140.



◀ Gold

◀ Gasen

◀ Gold



◀ Gußgold

Blase
der Blase-
platte

◀ Stift

Abb. 16

Blasen, durch Anguß von Gold
an Golddraht entstanden.

(Benecke 3)

Abb. 17

Blase, entstanden durch Anguß an
eine Wurzelkappe. (Gold-Leg.)

(Benecke 3)

Zeigt sich beim Guß, daß die verwendete Schmelze in der Gußform restlos verschwunden ist, also zu wenig war und versucht man nun, durch nachträgliches Angießen einen Ausgleich zu erzielen, wird man in fast allen Fällen Mißerfolge erleben. Die zur Aufrechterhaltung der Temperatur notwendige Nachbehandlung der Gußform und die dafür erforderliche Zeit werden fast immer eine Oxydbildung an der Oberfläche verursachen und wenn überhaupt, einen nur recht dubiösen Erfolg zeigen. Eine Ausnahme in dieser Hinsicht macht das von der Fa. Degussa neu entwickelte inoxydable Angußmetall Degulor "i". Die zuletzt beschriebenen Angußfehler zeigen ihre störenden Fehlererscheinungen nicht so sehr in der Entstehung von Gasen, sondern viel mehr in der unvollständigen Kontinuität. Fehler dieser Art sind daher der DK-Haupt-Gruppe 3000 anzuordnen.

Randblasen

Scheffler (59) hat bei seiner Untersuchung des Einflusses verschiedener Gußmethoden auf die Beschaffenheit des Gußstückes im Schliffbild eine Erscheinung festgestellt, die er mit Randblasen bezeichnete. Beim Gießen mit überhitzter Schmelze entstand im Gußstück am Rande ein Saum fein verteilter kleiner runder Hohlräume. In der englischsprachigen Literatur finden wir Erwähnungen von "subsurface porosity".

Scheffler (2) erklärte die Erscheinung damit, daß die überhitzte Schmelze um so begieriger ist, Sauerstoff aufzunehmen, je größer ihre Überhitzung ist. Die Sauerstoff-Aufnahme erfolgt aus dem Luftüberschuß der Gebläseflamme und der umgebenden Atmosphäre, auch dann, wenn sich die Schmelze bereits in der porösen Gußform befindet, also gegossen, aber noch nicht erstarrt ist. Erfolgt dann die Erstarrung, so geht sie zuerst von der Formwand aus und hindert durch eine äußere feste Hülle das freiwerdende, noch im Guß befindliche Gas am Entweichen. Es sammelt sich dann hauptsächlich in der Randzone. Ihre Entstehung entspricht also völlig dem Fehler DK - 2110 (Gasblasen) und stellt nur eine gelegentlich beobachtete besondere Anordnung dar.

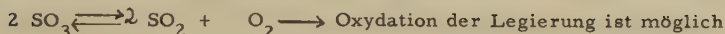
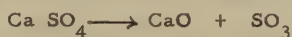
Gase aus der Einbettmasse

Es wurden Möglichkeiten der Verunreinigung des Gußobjekts durch Gase erwähnt, die aus der umgebenden Atmosphäre oder der Gebläseflamme stammen. In geringem Umfang besteht jedoch auch die Gefahr, daß Gase aus der Einbettmasse eine Fehlerhaftigkeit bedingen.

Der Gips der Einbettmasse kann sich zersetzen. Zwar ist bekannt, daß die thermische Zersetzung des reinen Gips erst bei ca. 1000°C eintritt, wodurch eine Oxydation der Legierung möglich wird, doch erfolgt durch Reduktion des Gipses die Zersetzung schon bei niedrigeren Temperaturen unter Reduktion des CaSO_4 zu Calciumsulfid CaS und Kohlenoxyd bzw. Wasser. Schwefelschädigung der Legierung kann dann ebenfalls die Folge sein. Reduzierend wirken Aluminiumoxyd Al_2O_3 , Kieselsäure und Kohlenstoff. Bei ungünstiger Luftzufuhr und unvollständiger Verbrennung hat auch Leuchtgas eine reduzierende Wirkung. Einbettmassen enthalten Aluminiumoxyd, Cristobalit (Quarz), Gips und darüber hinaus organische Stoffe, die der Einbettmasse als Binde- und Auflockerungsmittel zugesetzt werden, die von den Herstellerfirmen jedoch meist nicht veröffentlicht werden.

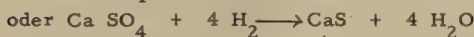
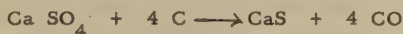
Man unterscheidet zwischen

1) thermischer Zersetzung des Gips:



und

2) Zersetzung des Gips durch Reduktion:



Schwefelschädigung der Legierung ist möglich.

Bei der Berührung des Gußmetalls mit der Formwand erfolgt durch die plötzliche Temperatur-Differenz zwischen der vorgewärmten Einbettmasse von angenommen 700°C. und dem flüssigen Metall von beispielsweise 1000°C. nach kurzer Zeit ein Gasstoß, der bald abklingt und um so stärker ist, je heißer das Metall ist. Dieses Phänomen wurde von Knipp genauer untersucht. Er zeigte, daß dem ersten noch ein zweiter weitaus schwächerer Stoß folgte. Gefährlich ist jedoch besonders der erste Gasstoß und zwar dadurch, daß er meist zu einer Zeit auftritt, in der das Metall noch keine Außenkruste gebildet hat. Dieser Gasstoß, der einen schwer meßbaren, aber sehr hohen Druck aufweist, läßt sich auch durch die porösesten Einbettmassen nicht kompensieren oder verhindern. Dadurch jedoch, daß er meist in einem Zeitraum auftritt, in dem das Metall noch flüssig ist, und dadurch, daß seine Einwirkungszeit sehr kurz ist und seine schädigende Wirkung durch die Einwirkung der Schleuderkraft größtenteils verhindert wird, ist seine Existenz erst sehr spät erkannt worden. Diese Druckwelle hat gelegentlich das Einpressen von Gasblasen zur Folge. Sie können als Blasen einfrieren und Porosität im Gußstück erzeugen. Ihre schädlichste Form dürfte jedoch darin zu suchen sein, daß sie die Bildung von Blasenlunkern unterstützt. (s. Kap. Blasenlunker DK ~ 2160)

Die Stärke der Gasentwicklung ist von der Temperatur abhängig.

Im zahnärztlichen Gußverfahren wirkt sich die oben schon besprochene schädigende Wirkung des Leuchtgases und die Schädigung der Einbettmasse

durch zu hohe Temperaturen nicht nur in der Gefahr der Verunreinigung des Gußmetalls durch Gase aus, sondern die Zersetzungsprodukte bedingen feste Verunreinigungen, die der Hauptgruppe 7000 (Heterogenität) zugeordnet sind.

Blasenlunker (DK - 2160)

Vielfach sind an der Entstehung von Hohlräumen Schwindungsvorgänge und Gase gemeinsam wirksam. Diese Art der Hohlräume, die Blasenlunker, kommen besonders an Stellen vor, wo das Metall infolge der Anordnung der Form lange flüssig bleibt, an lokalen Hitzezentren also. Als Beispiel seien genannt: Scharfe Kanten oder auch Vorsprünge, wie man sie am Ansatz des Gußstiftes oder zwischen Gußstift und verlorenem Kopf findet. Es besteht die Möglichkeit, daß das Metall hier länger flüssig bleibt als an einer glatten Formwand, da sich die Wärme auch im Querschnitt der umgebenden Einbettmasse staut. Damit ist zunächst die Voraussetzung für das Entstehen eines Schwindungslunkers gegeben. Hinzu kommt, daß an diesen überhitzten Stellen der Einbettmasse die aus der Einbettmasse entstehenden Gase nicht schnell genug entweichen können, da der Querschnitt zu klein ist und nicht etwa, weil die Einbettmasse zu wenig porös ist. Sie dringen zum Teil in das Metall ein und weiten den Schwindungslunker aus. Von Bedeutung ist hierbei nicht so sehr die Menge der Gase, die sich in diesem Abschnitt entwickeln kann, sondern die in einer bestimmten Zeiteinheit auftretende Gasmenge. Bei der Berührung der Schmelze mit der Einbettmasse entsteht neben dem freiwerdenden Gas aus Einbettmasse und Metall eine Expansionswelle der vorhandenen umgebenden Luft, die trotz hoher Gasdurchlässigkeit der Einbettmassen unter ungünstigen Bedingungen zu Gasstauungen führt. Die Auswirkung im Gußobjekt ist dann so, als hätte man Gas in das flüssige Metall eingeblasen. Neben dem schon erwähnten Knipp (28) sei noch F. Roll (46) genannt, der sich mit diesem Phänomen beschäftigt hat. Er hat errechnet, daß der dabei auftretende Gasdruck sich bis zu 5 atü steigern kann. Die industrielle Gießerei-Technik, die kaum je so hoch vorgewärmte Formen verwenden kann, kennt dieses sehr störende Phänomen viel genauer als die Dental-Technik.

Die dort auftretenden großen Temperatur-Differenzen zwischen Schmelze und Form machen das verständlich. Es ist dort unter dem Begriff "Sandkanteneffekt" bekannt.

Die Abbildungen 18 + 19 zeigen unterschiedlich stark ausgeprägte Blasenlunker an Versuchsmodellen.

(Würfel mit einer Kantenlänge von 10 mm.)

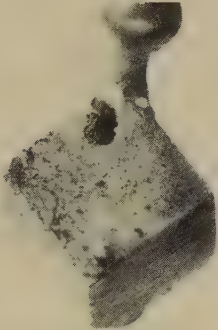


Abb. 18

Blasenlunker (DK = 2160)
neben dem Gußkanal.

= Ausgeweiteter Schwindungs-
lunker

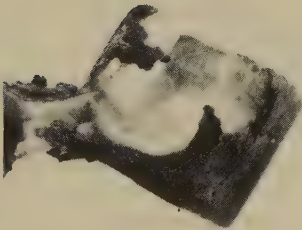


Abb. 19

Blasenlunker (DK = 2160)
in stärkerer Ausdehnung als
in Abb. 18

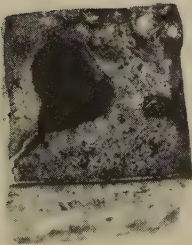


Abb. 20

Eingepresste Gasblase (DK = 2110)
(Silber-Leg.)

Allgemeines

Über Gasblasen und Verunreinigung des Metalls durch Gase läßt sich zusammenfassend folgendes sagen: "Eingefrorene Gasblasen" in einem Gußobjekt können verschiedene Formen und Größe aufweisen. Sofern es sich nicht um Blasenlunker handelt oder sie mit Schwindungslunkern direkt in Verbindung stehen, stellen sie meist Hohlräume mit runden Wänden dar, im Gegensatz zu den Schwindungslunkern, deren Wände meist unregelmäßige Formen aufzuweisen haben. Gase, die mit der einströmenden Schmelze mechanisch mitgerissen wurden, bilden meist größere Hohlräume. Dagegen ergeben gelöste Gase Hohlräume von oft sehr kleinen Dimensionen.

Die Gase nehmen während ihrer Bewegung im Metall den Weg des geringsten Widerstandes. Sie lassen sich mit der Schmelze vom eigentlichen Entstehungsort wegreißen. Vorzugsweise finden wir Gashohlräume in der Nähe des Gußkanals.

Der Viskositätsgrad ist für das Entweichen der Gase von Bedeutung. Je dünnflüssiger die Schmelze ist, desto leichter können eingeschlossene Gase entweichen. Da mit zunehmender Temperatur der Grad der Flüssigkeit steigt, müßte ein Metall um so freier von Gaseinschlüssen sein, je heißer es gegossen wird. Das ist jedoch ein Trugschluß, da mit steigender Temperatur mehr Gase gelöst werden und sich beim Erkalten wieder abscheiden.

Was für die Entstehung von Lunkern, Schwindungshohlräumen also Gültigkeit hatte, trifft auch für die Entstehung von Gashohlräumen zu. Ein Metall oder eine Legierung wird um so weniger die Neigung zum "Einfrieren" von Gasen haben, je kleiner das Erstarrungsintervall ist. Die geringste Neigung zu Gasporositäten zeigen daher reine Metalle und Eutektika.

Heterogenität und Verunreinigung durch feste Stoffe

Die meisten Metalle, vor allem die Unedelmetalle, werden aus Erzen gewonnen, indem man sie reduziert. Sie haben das Bestreben, durch Oxydation in ihren ursprünglichen Zustand zurückzukehren. Entsprechend der Reaktions-Geschwindigkeit-Temperatur-Regel (R-G-T-Regel) geht dieser Vorgang in der Hitze bedeutend schneller.

Es ist schon darauf hingewiesen worden, daß einige edle Metalle wie Gold und Platin auch in der Hitze nicht oxydieren, sondern eher bereit sind, Oxyde, die man künstlich aus ihnen herstellen kann, wieder abzugeben. So gibt das bereits erwähnte Goldoxyd bei ca. 250°C seinen Sauerstoff wieder ab. Die Oxyde der unedlen Metalle zerfallen in der Hitze nicht.

Da in der Zahnheilkunde fast immer Edelmetall-Legierungen Anwendung finden, muß beim Schmelzen mit Oxydationsvorgängen gerechnet werden, sofern der Schmelzvorgang in der Luft oder oxydierender Atmosphäre stattfindet.

Um bestimmte Materialeigenschaften zu erreichen, wie zum Beispiel Dünnflüssigkeit, niedriger Schmelzpunkt, Festigkeit, Härte oder Vergrütbarkeit, enthalten die meisten Legierungen, die in der Zahnheilkunde Anwendung finden, Zusätze an Unedelmetallen. So werden an leicht oxydierbaren Komponenten u. a. Kupfer, Nickel und Zink vorhanden sein, die besonders bei mehrmaligem und unvorsichtigem Schmelzen und Gießen der Legierung leicht Oxyde bilden. (Siehe auch Seite 27 Gasabsorption) Dadurch kann die Menge der Zusätze verändert und in ihrem Verhältnis zueinander verschoben werden. Unter sehr ungünstigen Bedingungen verschwinden Bestandteile gänzlich aus der Legierung. Ohne Frage ist diese Veränderung der Legierung störend, nicht nur weil gewisse Legierungskomponenten ganz oder teilweise oxydieren, dadurch als Metallbestandteil nicht mehr in Betracht kommen und die Eigenschaft der Legierung abwandeln, sondern auch, weil sie als fein verteilte Schlackepartikel in der Legierung bleiben und Anlaß zu Homogenitätsstörungen im Gußstück bilden, deren Ausmaß und Bedeutung erst aus dem Schliffbild deutlich wird.

Es ist von großem Nachteil für die Qualität und Festigkeit des Gußobjekts, wenn die Verunreinigung sich nicht nur an der Oberfläche vollzieht, sondern auch in die Tiefe des Metalls reicht. Bei übermäßig hohen Temperaturen mögen ungünstige Voraussetzungen sich besonders verhängnisvoll auswirken. Ich erinnere an die mögliche Gefahr, daß der in der Einbettmasse enthaltene Gips sich durch zu hohes und langes Vorglühen zersetzt. Ein weiteres Beispiel: Fast immer enthält eine Goldlegierung Kupfer. Durch Oxydation entsteht Kupferoxydul (Cu_2O). Kupferoxydul löst sich bis zu einem bestimmten Prozentsatz in der Schmelze auf, da es in flüssigem Gold löslich ist. Während der Erstarrung scheidet es sich wieder aus und lagert sich längs der Oberfläche der Kristalle, aus denen das Metall besteht, den Korngrenzen, an. Es ist dadurch eine interkristalline Verunreinigung eingetreten.

Kupferoxyd (CuO) dagegen, das sich ebenfalls bei hohem Sauerstoffangebot bilden kann, ist unlöslich und bildet Schlacken, die als fein verteilte Partikel in der Legierung verbleiben, wenn sie nicht an der Oberfläche schwimmen.

Es bedarf wohl kaum der Erwähnung, daß diese Vorgänge alles andere als erwünscht sind und zur Schwächung des Gußkörpers führen.

Es sei auch an dieser Stelle nochmals auf den schädigenden Einfluß des Sauerstoffs hingewiesen und zugleich auch auf die Notwendigkeit, den Sauerstoff während des Schmelz- und Gußvorgangs möglichst fernzuhalten und damit eine der wesentlichen Ursachen für die Verunreinigung des Gusses und der Schlackenbildung auszuschalten.

Oben wurde bereits darauf hingewiesen, daß sich der Gips, der ja auch in jeder Einbettmasse enthalten ist, unter bestimmten Voraussetzungen zu zersetzen beginnt und das Calciumsulfat CaSO_4 zu Calciumsulfid CaS reduziert wird. Das Calciumsulfid wirkt auf Kupfer, Silber und Palladium, alles wesentliche Bestandteile in zahnärztlicher Praxis verwendeter Legierungen, derart ein, daß es entsprechende Sulfide bildet. So werden beispielsweise eingebettete Kronenringe, Stifte usw. der ungünstigen Einwirkung ausgesetzt,

indem das Calciumsulfid Palladium-, Kupfer-, oder Silbersulfid bildet. Diese Sulfide sind in den Legierungen unlöslich, werden an den Korngrenzen abgelagert und führen zum "Brüchigwerden" einer Legierung. Je höher der Silber- oder Palladium-Gehalt einer Legierung ist, desto empfindlicher sind diese gegen die Reduktion des Gips in der Einbettmasse.

Ein sinnvolles Vorwärmen der Einbettmasse in der Gußmuffel unter Kontrolle der Temperatur, wie das nur in einem elektrischen Ofen möglich ist, ist deshalb von eminenter Wichtigkeit. Auch wird durch indirekte Erhitzung die schädigende Wirkung der Flammengase ferngehalten. Im allgemeinen wird eine Vorwärmtemperatur der Gußmuffel von 700°C angegeben. Ebenso wichtig ist die Verflüssigung des Gußguts unter Fernhaltung der direkten Einwirkung des Leuchtgases, wie dies möglich ist durch hochfrequentes Schmelzen oder Erhitzung im Kohletiegel, etwa bei der Degussa-Tiegelschleuder.

Reste von Einbettmasse, die bei wiederholter Verwendung des Gußmetalls am Gußkegel hängen und während des Schmelzens der intensiven Wärmewirkung ausgesetzt sind, bilden trotz richtigen Vorwärmens die Ursache für Schwefelverunreinigungen des Metalls. Ein Metall, das mehrmals vergossen wird, sollte nicht nur von seinen Oxyden an der Oberfläche, sondern auch gründlich von noch anhaftenden Resten der Einbettmasse befreit werden. Es ist ein Trugschluß zu glauben, daß die spezifisch viel leichtere Einbettmasse ja "oben" schwimmt und daher kaum Schaden anrichten kann.

Falck hat in seiner "Werkstoffkunde" die Möglichkeiten der Schwefelverbindungen bei zahnärztlichen Legierungen eingehend dargestellt. In einer von Jedel übernommenen und modifizierten Tabelle zeigt er den Einfluß weiterer, hier nicht besprochener Nichtmetalle auf Edelmetalle.

Durch Metalle können ebenfalls empfindliche Störungen an Dental-Legierungen hervorgerufen werden. Für Gold beispielsweise entsteht Gefahr durch den schädlichen Einfluß von Blei, Zinn und Wismuth, Metallen, die beidem früher häufiger geübten Stanzen und Prägen auftraten. Vor dem Zwischenglühen mußten die Bleche abgesäuert werden, da sonst die genannten Metalle, besonders aber das Blei in das Goldblech hineindiffundierten und lokal begrenzte Sprödigkeit hervorriefen.

In den "allgemeinen Grundregeln" für das Anbringen von Gußkanälen, veröffentlicht im Degussa-Brief Nr. 23, wurde schon vor Jahren darauf hingewiesen, welche Bedeutung die Richtung der einschießenden Schmelze hat und welche Störungen auch in Form von Heterogenität durch unsachkundige Anordnungen für den Guß im Gußmetall auftreten. Neben der Tatsache, daß die Schmelze durch eine Richtungsänderung abgebremst wird, dabei Wärme verliert und deshalb Gefahr läuft vorzeitig zu erstarren, kann in extremen Fall der Guß ausgesprochen schwammig werden. Auch der Amerikaner H. Petterson (40) zeigte, daß eine turbulente Strömung des Metalls leicht zu Oxydationserscheinungen führt, die Schaumbildung verursachen kann. Es handelt sich hier in erster Linie um Verunreinigung des Metalls durch Oxyde, also feste Stoffe, und daher sollen sie in diesem Abschnitt erwähnt werden.

"Die Geschwindigkeitsgrenze oberhalb der die in einem Rohr strömende Flüssigkeit turbulent und unterhalb welcher sie laminar verläuft wird erfaßt durch die Formel

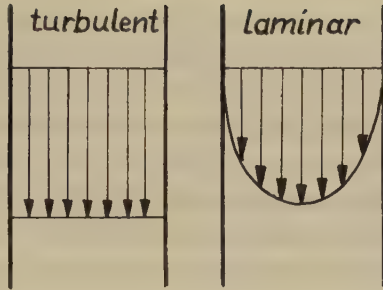
$$V_K = C \frac{\eta}{r \cdot \beta}$$

Darin bedeuten η den Zähigkeitskoeffizienten (Viskosität), r den Halbmesser des Rohres, β die Dichte der Flüssigkeit und C eine Konstante (C = Reynoldssche Zahl), die mit der Wandbeschaffenheit des Rohres variiert. Der idealen reibungsfreien Flüssigkeit entspricht $C = \infty$. C wird kleiner, je rauher die Oberfläche des Rohres ist. Für glatte Rohre ist C etwa 2000.

Ein Schema für den Verlauf der turbulenten und laminaren Strömung zeigt die Abb. 21. Bei der letzteren ist die Geschwindigkeit in der Mitte des Rohres am höchsten und nimmt nach der Wand hin ab". (H. Petterson) (44)

Abb. 21

Schema bei turbulentem
und laminarem
Strömungsverlauf.



Bei der zahnärztlichen Gußtechnik geht durch plötzliche Querschnitts- und Richtungsänderung die laminare Strömung leicht in eine turbulente Strömung über, wie es beispielsweise beim Übergang vom Gußkanal zum Gußstück der Fall ist. Damit ist die Voraussetzung für die besprochene Fehlerbildung gegeben. Abb. 22 veranschaulicht die Strömungen bei Querschnittsänderung.

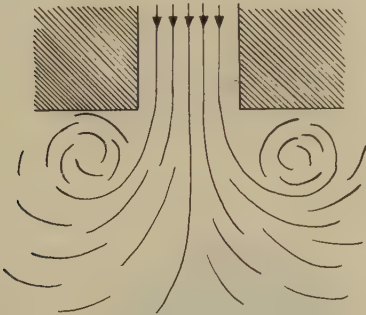


Abb. 22

Schema eines Übergangs von
laminarer zu turbulenter
Strömung durch Querschnitts-
änderung.

Ändern sich Querschnitt und Richtung des Stroms plötzlich, entsteht die Gefahr, daß bei einer turbulenten Strömung, infolge vergrößerter Wandreibung, Formteilchen mitgerissen werden.

Um eine Gußform rasch zu füllen, ist es neben anderen Gesichtspunkten zweckmäßig, den Gußstift nicht im spitzen Winkel, sondern möglichst in

der Achsenrichtung des Modells anzubringen. Eine Richtungsänderung verlangsamt nicht nur den Fluß der Schmelze durch Reibungswiderstand, wie oben schon ausgeführt, sondern es besteht die Gefahr, daß das einschießende Metall auf spitz- und feinauslaufende Ecken und Kanten der Einbettmasse auftrifft und diese unter der Wucht der einschießenden Schmelze aus der Form absprengt und mitreißt. Wir finden diese Einbettmasse-Teilchen dann bei der Bearbeitung des Gußstücks wieder als Hohlraum. Jedoch schon bei der Lupenbetrachtung unterscheiden sie sich durch die vorhandenen Einschlüsse deutlich von anderen Hohlräumen.

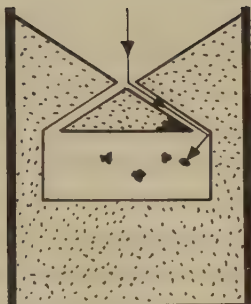
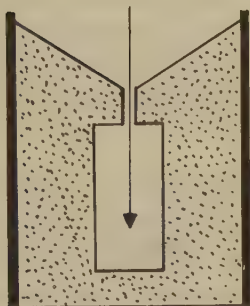


Abb. 23

Schema der Anordnung von
Gußstiften

(frei nach K. H. Schmitt)

- a. Gußstift nicht in Achsen-
richtung des Modells. Es
besteht Bruchgefahr spitzer
Kanten der Einbettmasse.



- b. Gußstift in Achsenrichtung
des Modells.

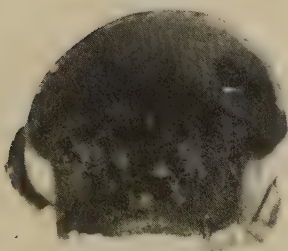


Abb. 24

Kronendeckel (Innenseite)
mit Einschlüssen abgesprengter
Einbettmassepartikel,
(Silca)

Nichtauslaufen der Form

Im flüssigen Metall herrscht eine starke Kohäsion. Das sich "kugelnde" geschmolzene Metall verdeutlicht das. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Kohäsion ab. Gegenüber der Einbettungsmasse verhält sich das Metall als eine nicht benetzende Flüssigkeit, das heißt, die Kohäsion ist stärker als die Adhäsion und erschwert somit das Auseinanderfließen des Metalls. Durch dieses Verhältnis von Kohäsion und Adhäsion tritt eine Kapillardepression auf. In den meisten Fällen und bei richtiger Wahl der Stärke des Kanals verhält sich der Gußkanal als Kapillare und verhindert infolge der Kohäsion des Metalls und der daraus resultierenden Kapillardepression das Einfließen. Zu dem vorhandenen hydrostatischen Metalldruck ist aber nur ein geringer Überdruck notwendig, zum Beispiel durch Zentrifugalkraft erzeugt, um die Kohäsion und Kapillardepression zu überwinden und das flüssige Metall durch den Gußkanal in die Form einfließen zu lassen. Auch hierfür gelten voll und ganz die nach H. Petterson (44) zitierten Gesetzmäßigkeiten.

Wenn Inlays oder andere zahnärztliche Gußobjekte statt ausgeprägten scharfen Kanten stumpfe Ecken und Kanten aufweisen, so ist das die Folge eines mangelnden Formfüllvermögens, vorausgesetzt, Modell und Einbettung waren einwandfrei. Unabhängig ist diese Fehlererscheinung vom Gußverfahren. Dieser Fehler wird nicht durch Schleuder-, Press- oder Saugguß bedingt. Eine Vielzahl anderer Faktoren haben auf das Formfüllvermögen bzw. die Vergießbarkeit der Metalle einen Einfluß.

Die Viskosität von flüssigen Metallen ist, wie oben schon angedeutet wurde, sehr niedrig. In einer Flüssigkeit suspendierte feste Stoffe erniedrigen die Viskosität. Daher beeinträchtigen Einschlüsse, seien es feste Oxyde oder andere Stoffe, die Vergießbarkeit von Metallen. Eine "verbrannte Schmelze" ist daher eine dickflüssige Schmelze.

Die Vergießbarkeit von Metallen ist umso besser, je höher die Gießtemperatur ist, da mit steigender Temperatur die im Metall herrschende starke Kohäsion abnimmt. Die Oberflächenspannungskräfte werden allerdings häufig durch einen Oxydfilm an der Oberfläche des Metalls überdeckt,

welcher die Vergießbarkeit wiederum mehr oder weniger stark vermindert.

Zu kalte Schmelze erstarrt zu früh. Gerade bei Legierungen mit sehr hohem Schmelzpunkt, der bisweilen nur schwer erreicht wird, besteht diese Fehlermöglichkeit.

Ebenso wie von der richtigen Temperatur der Schmelze hängt die Vergießbarkeit und das richtige Formfüllvermögen von der richtigen Vorwärmtemperatur der Gußmuffel ab. Ist die Muffel unzureichend vorgewärmt, erstarrt die Schmelze bevor sie in der Lage war, die Form ganz zu füllen.

Wird die Schmelze durch Richtungsänderung während des Gusses abgebremst, tritt ein großer Wärmeverlust ein, der die gleiche schädliche Folge haben kann.

Ein zu langer Gußkanal führt infolge seiner Länge zu einem vorzeitigen Abkühlen der Schmelze. Abgesehen davon wird unnötig viel Gußmetall benötigt.

Wohl eine der größten "Sünden", die ein Nichtausfließen der Form zur Folge haben, ist die Benutzung von Stecknadeln und Büroklammern als Gußstifte. In den allermeisten Fällen sind die Gußkanäle dadurch viel zu eng. In der Literatur finden sich Angaben, die besagen, daß mit der Stärke einer kräftigen Stecknadel oder einer Büroklammer ein einwandfreier Guß nur bis zu einem Volumen des Gußobjekts von maximal 2 mm^3 möglich ist. Das bedeutet, daß damit höchstens kleine Zahnals-Füllungen einwandfrei gegossen werden können.

Will man trotzdem den Guß größerer Gußobjekte erreichen, so muß die Schmelze unzulässig überhitzt werden, um ein völliges Ausfließen der Form zu erzwingen. Daraus ergeben sich dann andere schon eingehend besprochene Fehler, und von einem einwandfreien Guß kann keine Rede mehr sein.

Auch die Anordnung der Gußkanäle ist von Bedeutung. Der Gußstift soll nach Möglichkeit in Achsenrichtung des Gußobjekts angebracht werden, um zu ermöglichen, daß die Schmelze ohne Wärmeverlust schnell in die Form gelangt. Nicht immer läßt sich das einrichten. Komplizierte Formen zwin-

gen bisweilen zu anderen Maßnahmen, und es werden mehrere Gußkanäle erforderlich.

Stets muß jedoch die Anordnung der Gußkanäle so sein, daß die Schmelze von den Gußteilen mit dem stärkeren Durchmesser zu den Gußteilen mit dem schwächeren Durchmesser fließen muß. Würde ein MOD-Inlay, das nur einen dünnen okklusalen Verbindungssteg hat, nur mit einem Gußkanal versehen, so wäre der Erfolg der Formfüllung der gleiche, als würde man ein großes Gußobjekt mit einem zu kleinen Gußstift zu gießen versuchen, da die Schmelze, um zu dem Gußteil mit stärkerem Durchmesser zu gelangen, durch den dünnen okklusalen Anteil fließen muß und dadurch große Wärmeverluste erleidet. Eine weitere Gefahr entsteht auch dadurch, daß der dünnere Teil eine spezifisch größere Oberfläche hat und folglich auch zuerst erstarren wird. Im stärkeren, später erstarrenden Teil kann kein Schwindungsausgleich durch Nachsaugen von Restschmelze mehr stattfinden, und es wird unweigerlich eine Lunkerbildung auftreten. Hätte dieser dickere Teil einen eigenen Gußkanal, bei dem das Prinzip des Fließens vom stärkeren zum dünneren Teil beachtet würde, so könnte ein Schwindungsausgleich durch den Kanal, bzw. durch den verlorenen Kopf, dem Schmelzreservoir, erfolgen.

Nicht zuletzt hat auf das Formfüllvermögen und die Vergießbarkeit der auf die Gußrichtung einwirkende Druck eine Bedeutung. Mit steigendem Druck nimmt auch das Formfüllvermögen zu. Ein hoher metallostatistischer Druck und starke Zentrifugalkraft wirken in dieser Richtung. Jedoch sollte man von diesen Faktoren möglichst keinen zu großen Gebrauch machen, um kein vorzeitiges Einfließen der Schmelze zu erreichen und die Formwand nicht durch Absprengen graziiler Teilchen zu beschädigen.

Risse und Verspannungen

Das Zustandekommen von Kontinuitätstrennungen im Gußstück bei zahnärztlichen Metallarbeiten kann sehr verschiedene Ursachen haben. Die Verunreinigung des Metalls durch Einschlüsse nicht metallischer Natur ist als Ursache bereits besprochen worden. Eine mehr oder weniger ausgedehnte Unterbrechung des Zusammenhangs der Gußmasse stellen die Rißbildungen dar, die nach der Art ihrer Entstehung als Wärme- oder Kälterisse bezeichnet werden.

Wärmerisse

Das Zustandekommen der Wärmerisse ist wie folgt zu erklären: In Legierungen, die über einen weiten Temperatur-Bereich erstarren, bilden die Kristalle, die sich zuerst niederschlagen, in einem bestimmten Stadium der Erstarrung ein instabiles Netzwerk. Wenn seine Kontraktion durch die Form beschränkt oder verhindert wird, ist dieses Netzwerk oder Kristallskelett der Zerreißung unterworfen. Diese Neigung zur Rißbildung erhöht sich, wenn bestimmte Teile des Gusses, z. B. dünnere Abschnitte, schneller erstarren, so daß ihre feste Kontraktion eine zusätzliche Spannungsbelastung auf das verhältnismäßig schwache Kristallgerüst ausübt. Daher treten Wärmerisse gewöhnlich an den Stellen auf, wo die Erstarrung örtlich verzögert ist, an Stellen also, an denen die lokalen Hitzezentren der Erstarrung widerstehen können, und die der schon beschriebenen Gefahr von Schwindungshohlräumen besonders ausgesetzt sind. Abarten sind größtenteils durch die Beschaffenheit der Legierungen bestimmt. Eine Legierung, die schnell erstarrt, wird eine äußere sehr feste Hülle sichern. Bei Legierungen mit großem Erstarrungsintervall dagegen, wird diese äußere Schicht lange von teigiger Konsistenz sein, so daß sich mehr oder weniger tiefe Risse an der Oberfläche zeigen, je nach Gehalt an eutektischen Bestandteilen. Die Erstarrungskontraktion kann das Auftreten von Rissen verursachen.

Wenn der Riß zu einem sehr frühen Zeitpunkt der Erstarrung auftritt, bald nachdem das primäre dendritische Skelett einen schwachen Zusammenhalt erreicht hat, mag der Riß ausgeglichen werden durch das Einfließen von flüssigem Metall mit niederem Schmelzpunkt. Dies Phänomen tritt zweifel-

los in einem kleineren und weniger augenfälligen örtlich begrenzten Umfang auf. Es zeigte sich auch, daß lokale Konzentrationen von niedrig schmelzendem flüssigem Metall, die sich auf diese Art gebildet haben, später Stellen lokaler Schrumpfporenität von verhältnismäßig harmloser Art darstellen, trotzdem aber eine Qualitätsminderung bedeuten.

Die Gefahr, daß eine Legierung Wärmerisse bildet, wird in der Hauptsache durch 2 Faktoren bestimmt, die in der Reihenfolge ihrer Bedeutung erörtert werden sollen. Es handelt sich um a) Zusammensetzung und b) Korngröße.

Die Bedeutung der Zusammensetzung einer Legierung ist schon durch die Vorgänge, die weiter oben beschrieben worden sind, gekennzeichnet. Wenn der größte Teil des Metalls im oberen Bereich des Schmelz- bzw. Erstarrungsintervalls erstarrt, erstarrt auch das daraus resultierende Kristallnetz mit seiner interkristallinen Restschmelze über ein großes Temperaturbereich und ist dabei einer relativ großen Kontraktionsspannung unterworfen. Die Wahrscheinlichkeit, daß hierbei Risse auftreten, ist daher groß, und solche Legierungen sind daher besonders empfänglich für Warmrisse. Wenn andererseits der größte Teil der metallischen Schmelze im unteren Teil des Erstarrungsintervalls fest wird, wird das dendritische Skelett nicht eher einen Zusammenhalt bekommen, bis die Solidus-Temperatur fast erreicht ist. Die Gefahr einer Reißbildung ist daher entsprechend kleiner.

Dieses störende Phänomen der Reißbildung tritt besonders dann auf, wenn 60 bis 80 % des Metalls nahe dem Liquidus-Punkt erstarren, da sich das primäre dendritische Netzwerk noch in einem sehr weichen Zusammenhang befindet. Eine Legierung neigt um so mehr zu Defekten in Form von Wärmerissen, je größer das Erstarrungsintervall ist.

Daß hierbei auch die Korngröße von Bedeutung ist, ist verständlich. Wenn die Primärkristalle "großarmige" Dendriten darstellen, werden sie zu einem verhältnismäßig frühen Zeitpunkt der Erstarrung ein nur locker zusammenhängendes Netzwerk bilden, das einer entsprechend großen Kontraktion unterworfen ist. Kleinere und verstreut auftretende Kristalle können sich in einem größeren Teil des Erstarrungsintervalls frei bewegen. Die Kontraktionskraft, die auftritt, nachdem sie eine zusammenhängende Masse

gebildet haben, ist entsprechend kleiner. Die Festigkeit des Gusses und auch schon des primären Kristallgitters ist, wie gezeigt wurde, von der Korngröße abhängig und diese wiederum wird bestimmt durch die sich pro Zeiteinheit bildenden Keime, ist also abhängig von der Kristallisationsgeschwindigkeit. Eine Überhitzung der Schmelze vermindert die Keimzahl. Durch überhitzte Schmelze wird die Gußform ebenfalls überhitzt und das Gußobjekt erstarrt nur langsam. Dieser Vorgang führt zu einer Vergrößerung des Gußgefüges, der die Festigkeit der Legierung besonders auch dann vermindert, wenn sich Oxyde längs den Kristallgrenzen angelagert haben.

Auch hierbei ist das Gefüge von der Zusammensetzung der Legierung abhängig. Durch Verwendung platinhaltiger Legierung ist man in der Lage, bei den diffizilen zahnärztlichen Gußobjekten auch dann ein feinkörniges Gefüge zu erhalten, wenn die Gußform zu hoch vorgewärmt und die Schmelze überhitzt wurde.

Eine Legierung neigt also um so mehr zu Defekten in Form von Wärmerissen, je niedriger der Gehalt an eutektischen Bestandteilen, je größer das Erstarrungsintervall, je grobkörniger und je stärker überhitzt sie ist. Die gleichen Faktoren bedingen auch die Anfälligkeit gegenüber dem Auftreten von Segregationerscheinungen oder Seigerungen. (s. dort)

Es ist ein Fehler anzunehmen, daß alle Gefahr der Rißbildung vorbei ist, wenn das Metall sich unter seine Solidus-Temperatur abgekühlt hat. Wenn durch die Form eine sehr starke Einschränkung der Anpassung an auftretende Kontraktionen und die Duktilität der Legierung sehr begrenzt ist, kann der Guß bei niedrigen Temperaturen unfähig sein, sich den Spannungen anzupassen. Deformationen und Risse werden das Resultat sein. Man spricht dann von Verspannungen und Kaltrissen.

Verspannungen und Kaltrisse

Kontraktionsspannungen, bedingt durch eine Spannung, die die englische Sprache sehr treffend als "restraint", "Zurückspannung" bezeichnet, können während der Abkühlung zur Raum-Temperatur starke innere Spannungen im Guß hinterlassen, sei es, daß sie durch die Form des Gußobjekts

oder das frühzeitige Abkühlen einzelner meist dünnerer Teile verursacht sind. Die fehlerhafte Behandlung des Gußstücks nach dem eigentlichen Gußvorgang, während der Abkühlung von der Liquidus-Temperatur zur ambienten Temperatur ist nicht selten die Ursache für Brüchigkeit von Zahnersatz aus Metallen.

Daß Metalle und Legierungen während der Abkühlung Kontraktionen unterworfen sind, ist hinreichend erläutert. Auch die Einbettmassen unterliegen den Gesetzmäßigkeiten der Kontraktion, da es sich um feste Stoffe handelt. Nun ist die Kontraktion des Metalls meist stärker als die der Einbettmasse, doch wird sie durch die Einbettmasse nicht behindert. Man ist bemüht, die Schwindung der Legierung durch Einbettmassen auszugleichen, die durch Expansion während des Abbindens und durch thermische Ausdehnung die Kontraktion der Legierung kompensieren. Trotzdem ist dies nicht ausreichend, einen genauen Guß zu erhalten. So kann sich beispielsweise unter ungünstigen Bedingungen ein M-O-D-Inlay beim Abkühlen an den Approximalflächen stärker kontrahieren als im okklusalen Teil und zu formverändernden Verspannungen führen.

Die Forderung, eine Muffel mit dem Gußobjekt langsam an der Luft, oder besser noch in einem Behälter mit Einbettmasse abkühlen zu lassen, ist daher sinnvoller, als die Muffel sofort nach dem Guß, eventuell auch noch unvollständig, mit Wasser in Berührung zu bringen. Die entstehenden Spannungen durch ungleichmäßig schnelles Abkühlen können zu Rissen führen, zumindest läßt sich fast immer ein Verspannen des Gußstückes feststellen. Diese Gefahr kennt vor allem die Metallindustrie, wo auf ähnliche Weise Härterisse im Stahl entstehen. In der Metalltechnik der Zahnheilkunde sind diese Erscheinungen als Abschreckrisse bekannt. Selbstverständlich beeinträchtigen sie die Festigkeit und führen leicht zu Brüchen.

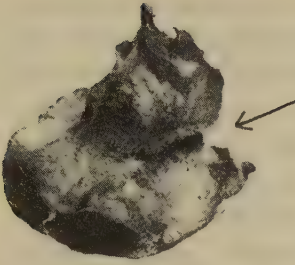


Abb. 25
Zweiflächiges Inlay mit
Spannungsriß. (DK - 3110)

Seigerung und Segregation

Zwischen dem Liquidus- und dem Solidus-Punkt eines Gußmetalls liegt eine weitere Gefahrenquelle, die auch bei zahnärztlichen Metallarbeiten zu einem Gußfehler führen kann. Eine gleichmäßige Gefügeausbildung kann gestört werden. Es geht um die Gefahr der Seigerung oder Entmischung. Seigerung wird ätiologisch abgeleitet von seigen, auch seihen oder sickern.

Man unterscheidet allgemein zwei Arten der Seigerung.

- a) Entmischungen, durch Dichteunterschiede hervorgerufen und
- b) Entmischungen, durch Kristallisationsvorgänge bedingt.

Erstere ist in der Industrie unter dem Namen Schwere- oder Blockseigerung bekannt, die zweite Art wird als interkristalline Seigerung bezeichnet.

Bei der Schwere-seigerung trennen sich in der Schmelze die Metallkomponenten entsprechend dem spezifischen Gewicht infolge der auf sie einwirkenden Kräfte, wie Schwerkraft oder Zentrifugalkraft, indem sie sich schichtweise übereinander ablagern. Die leichteren Komponenten trennen sich von den schweren. Es bilden sich Zonen.

Bei zahnärztlichen Gußarbeiten ist die Gefahr der Schwere-seigerung weniger akut. Zwischen Guß und Erstarrung der Schmelze liegt nur eine geringe Zeitspanne, in der eine Trennung der einzelnen Legierungskomponenten nicht möglich ist. Zudem finden für zahnärztliche Metallarbeiten Legierungen Verwendung, deren Entmischung kaum möglich ist.

Die zweite Art der Seigerung, die interkristalline Seigerung, macht sich

in der Zahnheilkunde oft erst nach geraumer Zeit an den Gußarbeiten im Munde des Patienten bemerkbar. Es zeigen sich sehr unansehnliche und für den Praktiker sehr ärgerliche Verfärbungen der Metallarbeiten. Das "Anlaufen" ist die Folge von Lokalelementen mit dem Speichel als Elektrolyten, die zwischen verschiedenen Metallen im Munde entstehen. Die unedleren Substanzen werden gelöst und dann auf dem edleren Metall, meist Gold elektrolytisch niedergeschlagen. Diese Erscheinungen treten nicht nur auf, wenn sich im Munde zwei verschiedene Metalle befinden. Auch dann, wenn das Gußgefüge einen dendritischen inhomogenen Aufbau zeigt, kommt es zu Korrosionserscheinungen, die sich als Verfärbung bemerkbar machen.

Legierungen, die in der zahnärztlichen Metalltechnik Anwendung finden, setzen sich meist aus zwei oder mehreren Metallen zusammen, die auch im festen Zustand ineinander gelöst sind. Die Erstarrung einer Legierung wäre ideal, wenn sich alle Komponenten zu gleicher Zeit ausscheiden würden. Wir hätten ein Eutektikum vor uns, eine Legierung mit einer konstanten Erstarrungstemperatur bzw. einem konstanten Schmelzpunkt, und eine Seigerung würde nicht auftreten können.

Wie aber schon im Kapitel "Lunker" ausgeführt wurde, erstarren die meisten Legierungen über ein Temperaturintervall, sie besitzen ein mehr oder weniger breites Schmelz- oder Erstarrungsintervall, das durch den Liquidus- und Soliduspunkt begrenzt wird. Hat die Temperatur bei der Abkühlung den Liquiduspunkt unterschritten, so beginnt die Erstarrung. Die Schmelze ist um den Anteil der gebildeten Kristallisationskerne ärmer geworden und hat nun eine von der liquiden Phase abweichende Zusammensetzung. Sinkt die Temperatur weiter, so lagern sich weitere Atomschichten an die bereits vorhandenen Kerne an. Sie entsprechen wiederum nicht der Zusammensetzung der Schmelze. Mit sinkender Temperatur verringert sich die Menge der noch verbleibenden Schmelze, bis sie am Solidus-Punkt gänzlich erstarrt ist. Was zuerst auskristallisiert ist stets reicher an der höher schmelzenden Komponente, was später fest

wird und sich an den Kristallisationskernen anlagert ist ärmer daran, und was zuletzt erstarrt, ist am ärmsten an dem schwer schmelzenden Anteil der Legierung.

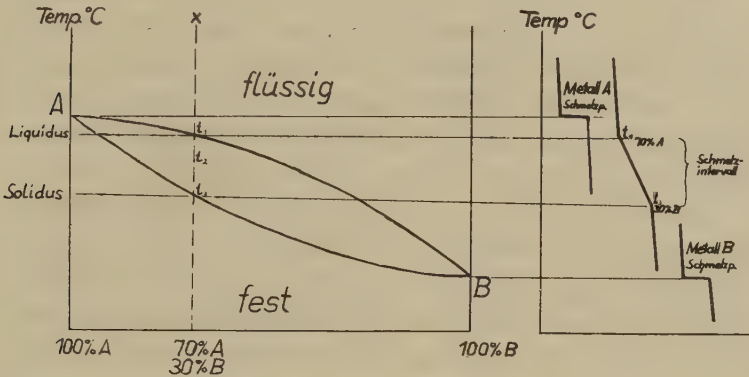


Abb. 26

Diagramm und thermische Analyse einer binären Legierung.

(frei nach Torfs 72)

Würde die Abkühlung, welche Kristallbildung und Erstarrung verursacht, so langsam erfolgen, daß genügend Zeit vorhanden ist, um zwischen den verschiedenen Bestandteilen, den bereits ausgeschiedenen Kristallen und der noch vorhandenen Schmelze einen Ausgleich, eine Diffusion zu ermöglichen, würde das endgültige Produkt von einheitlicher Zusammensetzung sein. Bei Güssen in der zahnärztlichen Gußtechnik ist aber die Abkühlungsgeschwindigkeit zu groß, um eine Diffusion zu ermöglichen. Es kommt nur zu einer Bildung von Mischkristallen, doch haben diese Mischkristalle in ihren einzelnen Teilen verschiedene Zusammensetzungen, sie sind inhomogen.

Die interkristalline Entmischung ist um so größer, je schneller die Erstarrung vor sich geht. Die Kristallbestandteile lagern sich schalenförmig aneinander. Es entsteht zuerst ein Kristallskelett, deren vorhandene Zwischenräume nachträglich mit einem Material anderer Zusammensetzung

ausgefüllt werden. Die Legierung, ebenso die einzelnen Kristalle, entsprechen zwar in ihrer Gesamtheit dem prozentualen Verhältnis der legierten Komponenten, doch ist die Verteilung der einzelnen Bestandteile ungleichmäßig. Es finden sich innerhalb der Kristalle Zonen verschiedener Konzentrationen. Im mikroskopischen Schliffbild zeigen sich dann Gefüge mit farnkrautähnlichen Zeichnungen. Der Metallograph spricht von einem Metall mit Dendritenstruktur, einem Schichtkristall. Dendritenstruktur oder Wachstumskristalle im Schliffbild sind stets ein Zeichen dafür, daß eine interkristalline Entmischung eingetreten ist, die Diffusion ungenügend war und die Legierung also nicht homogen ist. Je grobkörniger eine solche Gefügebildung ist, desto stärker zeigt sich auch die Lunkerbildung, wie O. Loebich nachwies. Wagner zeigte in seinen Untersuchungen über das Gußgefüge, daß sich bei feinkörnigen Gefügen, die sich beispielsweise durch Zusätze von Platinmetallen erreichen lassen, infolge der verkürzten Diffusionswege keine Schichtkristalle ausbilden und solche Güsse daher resistenter und anlaufbeständiger sind als grobkörnige. Ein Homogenisieren des Gußstücks erübrigt sich.

Daß die interkristalline Seigerung bei einem großen Korn größer ist, als bei einem kleineren Korn, ergibt sich auch aus der Tatsache, daß bei diesen mehr Masse beteiligt ist.

Neben der Zusammensetzung der Legierung sind für die Kristallisationsdauer die thermischen Bedingungen von Bedeutung, d. h. die Vorwärmtemperatur der Gußform und die Temperatur der Schmelze, die beide die Abkühlungsgeschwindigkeit beeinflussen. Eine zu heiße Gußmuffel und eine überhitzte Schmelze führen zu grobkörnigen, inhomogenen Ausbildungen des Gußgefüges und sind daher als Fehlgüsse zu bewerten.

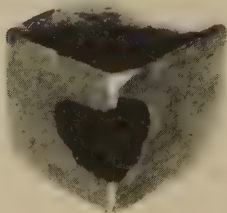


Abb. 27

Segregation, (DK = 7110)
durch Dichteunterschiede
hervorgerufen.
(= Blockseigerung)
(Silber-Leg.)

Schwitzperlen (DK - 1140)

Ein weiteres Merkmal von Segregationerscheinungen ist die Erscheinung von Ablegern oder perlenförmigen Tröpfchen von niedrig schmelzenden Komponenten, als Exsudat an der erkalteten Oberfläche des Gusses. Mikrountersuchungen zeigen, daß diese Exsudationen in Zusammenhang stehen mit den interdendritischen Ausfüllungen von niedrig schmelzenden Komponenten im Innern des Gusses. Diese und andere Beobachtungen zeigen, daß die noch flüssige Metallkomponente mit niedrigem Schmelzpunkt in einem späten Stadium der Erstarrung zwischen der erkalteten Oberfläche und der Oberfläche der Form exsudiert, wenn immer eine Lücke sich bildet. Diese Erscheinung ist in erster Linie abhängig von der Volumenänderung während der Erstarrung. Es ist jedoch auch bekannt, daß in Gußobjekten, die sich in mehr als einer Richtung abkühlen, wie das ja für zahnärztliche Gußobjekte oft zutrifft, von der im Innern befindlichen restlichen Schmelze Gas abgegeben wird. Diese Gase können einen Druck hervorrufen, der dahin strebt, die Restschmelze herauszutreiben und dadurch die Exsudation von niedrigschmelzenden Bestandteilen zu erhöhen.

Ausfülleffekte (DK - 7130)

Sehr stark begrenzte Segregationen von niedrig schmelzenden Bestandteilen können auch auftreten im Innern von Güssen, als ein Resultat von Wärmerissen und "Heileffekten", wie dies im Abschnitt über die Kontinuitätstrennung im Metall eingehender beschrieben wurde. Solche Segregationen sind verständlicherweise schwerwiegender als die graduelle Segregation in der Zusammensetzung des Gusses.

Nicht verwechselt werden dürfen die beiden zuletzt beschriebenen Erscheinungen mit einer Gußperle (DK - 1130), das heißt einem massiven Auswuchs in perlen- oder tropfenförmiger Gestalt, als Resultat der Ausfüllung eines entsprechenden Hohlraums in der Gußform. Hierbei hat der Auswuchs die gleiche Zusammensetzung, wie das Gußobjekt.

Verschiedene andere "Gußfehler"

Meyers gibt in seinem Schema 60 Ursachen für Mißerfolge bei zahnärztlichen Güssen an. Eine große Anzahl der von ihm genannten Ursachen sind auch in der vorliegenden Abhandlung über die Klassifikation der Gußfehler bei zahnärztlichen Metallarbeiten zur Sprache gekommen.

Der Begriff des "Gießens" als eines zeitlich sehr begrenzten Vorgangs kann aber, im Gegensatz zu dem bisher besprochenen Guß mit den Möglichkeiten seiner daraus resultierenden Gußfehler, erweitert werden.

Zum Guß hinzugerechnet werden können alle Maßnahmen, die den Guß ermöglichen. Dazu gehören vorbereitende Maßnahmen wie ordnungsgemäßes Einbetten, Austreiben der Modellmasse und Vorwärmen, als auch die Nachbehandlung wie das Ausbetten, Säubern und Absäuern.

Der Vollständigkeit halber seien noch einige Ursachen für Mißerfolge bei zahnärztlichen Metallarbeiten aufgeführt und mit einer DK-Zusatz-Zahl versehen, die als Gußfehler angesehen werden. Ich möchte mich allerdings darauf beschränken, Fehlerscheinungen ohne eingehende Kommentare zu nennen, die mit dem eigentlichen Gußvorgang nur indirekt in Zusammenhang stehen, aber mit echten Gußfehlern leicht verwechselt werden können.

Ein fehlerhaftes Gußstück, zum Beispiel ein nicht passendes Inlay, braucht nicht nur während des Gußvorgangs falsch behandelt worden zu sein, und die Schuld ist auch nicht nur bei der Metallkontraktion und der nicht genügend expandierenden Einbettmasse zu suchen. Abgesehen von der Möglichkeit der Veränderung des Gußmodells aus Wachs (DK-8100) kann bei der Vorbereitung der Gußform eine Schädigung eingetreten sein durch Verformung des Gußmodells durch zu warme Einbettmasse. (DK - 8200)

Wird die Einbettmasse zu dick angerührt, ist die Folge, daß die Masse blasig wird und auch so erstarrt. Die Güsse zeigen dann, wenn sie mit diesen Hohlräumen in Verbindung stehen, blumenkohlartige Auswüchse. (DK - 1120)

Die mildere Form ist das Auftreten von Gußperlen, (DK - 1130) ein Eindringen der Schmelze an angrenzende Blasen der Einbettmasse, wobei Unterschiede zu machen sind zu den Segregationerscheinungen in Form von

Schwitzperlen. (DK - 1140) Einen Aufschluß über den Ursprung der jeweiligen Erscheinungen gibt meist nur das Schliffbild bei mikroskopischer Untersuchung.

Die Rauigkeit (DK - 4120) der Gußoberfläche und die Gußperlen können ihre Ursache auch in einem ungenügenden Vakuum bei der Methode der Vakuum-Einbettung haben. Auch könnte das zum Anrühren der Einbettmasse benützte Wasser zu warm gewesen sein, wobei ein ungenügendes Vakuum auftritt, da das Wasser vor dem Erreichen des geforderten Unterdrucks zu sieden beginnt.

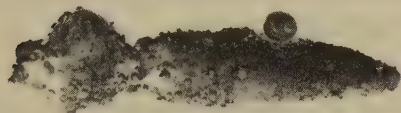
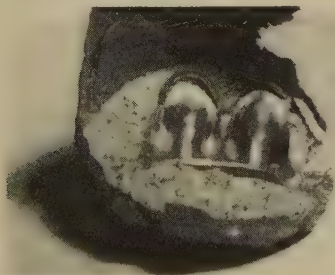


Abb. 28

Gußperlen (DK - 1130)
als Folge siedender Einbettmasse
beim Vakuum-Einbettverfahren.

Rauhe Oberflächen können unter anderem aber auch bedingt sein durch den Grad der Körnung der Einbettmasse, durch eine zu geringe Amplitude der für den Guß benötigten Kraft, oder auch durch zu dünn angerührte Einbettmasse.

Zu dünn angerührte Einbettmasse führt leicht zu Rissen in der erhärteten Einbettmasse, und wir finden das Gußobjekt dann oft in beträchtlicher Ausdehnung mit einer unregelmäßigen Gußfahne (DK - 1110) behaftet. Die Schmelze kann auch "durchgelaufen" sein und bedingt unter Umständen eine unvollständige Füllung der Form. (DK - 5220)



Ab. 29

"Durchgelaufener" Guß
(DK - 5220)
eines facettierten Brücken-
zwischengliedes.

Risse in der Einbettmasse können allerdings auch durch mechanische Einwirkung wie Schlag oder Stoß auftreten, so z. B. durch das Herunterfallen einer gießfertigen Muffel. Häufig zeigt es sich dann bei erfolgtem Guß, daß auch noch feine Kanten der Einbettmasse im Innern der Gußform abgesprengt wurden und als heterogene Einschlüsse (DK - 7210) im Gußobjekt auftreten.

Schließlich kann auch ein Gußfehler vorgetäuscht werden durch unsachgemäße Behandlung während des Ausbettens. Unvorsichtiges Herausschneiden des "Gußkönigs", des ehemaligen "Kerns", mit dem Gipsmesser, kann zur Verletzung (DK- 9000) des oft recht weichen Gußmetalls führen. Sinnvoller wäre es, hierfür Wasser und eine harte Bürste zu verwenden.

Passungengenauigkeit kann neben den schon erwähnten Ursachen der Fehlergruppe DK - 6000 = Schrumpfung oder DK - 8200 = Verspannung auch durch eine Distorsion des Gußobjekts durch unvorsichtiges Abkneifen der Gußstifte mit der Zange hervorgerufen werden.

Klassifikation der Gußfehler bei zahnärztlichen Metallarbeiten in tabellarischer Form

Einführung in die Benutzung der Tabelle

Das Ziel der vorliegenden Klassifikation ist es, Gußfehler zu bestimmen, indem man die Kriterien wählt, die einer Untersuchung oder Messung zugänglich sind. Es wird sich hierbei um Formen, Lage, Aussehen und Ausmaß handeln.

Um eine vollständige Identifizierung zu ermöglichen, wurde die Dezimal-Klassifikation gewählt, in der jeder Fehler durch eine Zahl, bzw. durch eine Reihe von Zahlen gekennzeichnet ist. Daneben befindet sich, soweit es möglich ist, die in der Fachwelt übliche Benennung für einen bestimmten Fehler. Zusätzlich habe ich mich bemüht, in Stichworten die Ursache einiger Fehler aufzuzeigen und auf die Möglichkeit der Abhilfe hinzuweisen, soweit dies in der Praxis möglich ist.

Bestimmung eines Fehlers

Aus einer vorangestellten Übersichtstafel ergeben sich neun Auswahlmöglichkeiten, unter denen man nach dem Aussehen des zu bestimmenden Fehlers wählen kann. Ich habe mich hierbei an die historische Einteilung des Internationalen Gießereikongresses in Paris im Jahre 1937 gehalten, die den Ausgangspunkt und die Grundlage für alle in den folgenden Jahren im industriellen Gießereiwesen getroffenen Einteilungen von Gußfehlern bildete.

Hat man den Fehler nach dem Aussehen bestimmt, so wird man auf eine andere Tafel verwiesen. Hier ergeben sich neue Auswahlmöglichkeiten bis der Fehler durch eine DK-Zusatzzahl mit drei oder vier Ziffern bestimmt ist.

Beispiel der Bestimmung eines Gußfehlers

Gesucht wird der Name und die DK-Nr. eines Fehlers, der als unregelmäßig geformter Hohlraum in fein verteilter Form über große Teile des Gußstücks verteilt ist und einen Durchmesser von meist weniger als 0,2 mm aufweist. Die Übersichtstafel zeigt, daß es sich um einen Fehler des Typs "Hohlraum" handelt mit der Gruppen-Nummer 2000. In der Tafel 2000

finden sich zwei Möglichkeiten: Runde oder unregelmäßige Form der Hohlräume. Da es sich um unregelmäßige Formen handelt, finden wir den Hinweis, auf Tafel Nr. 2 2 0 0 weiterzusuchen. Bei der Durchsicht der Tafel Nr. 2 2 0 0 können wir verschiedene, nicht passende Möglichkeiten ausscheiden und erhalten die Einteilung des Fehlers als "Mikrolunker" mit der DK-Zusatzzahl - 2 2 5 0.

Übersichtstafel

für die Klassifikation der Gußfehler bei zahnärztlichen Metallarbeiten.

(In Anlehnung an die "Allgemeine Internationale Klassifikation" des Internationalen Gußfehlerkomitees.)

	Siehe Tafel Nr.
<u>Auswüchse</u> Auf der Oberfläche des Gusses zeigt sich eine Verdickung von geometrischer und nicht-geometrischer Form.	1 000
<u>Hohlraum</u> Das Gußobjekt enthält einen oder mehrere Hohlräume, die völlig von Metall umschlossen sind, an die Oberfläche münden oder eine örtlich begrenzte Vertiefung an der Oberfläche bilden. Sind die Hohlräume mit einem Fremdkörper (z.B. Schlacke, Einbettmasse) gefüllt, so sind sie unter Nr. 7 000 (Einschlüsse) eingeordnet.	2 000
<u>Kontinuitätstrennung</u> Der Zusammenhang der Gußmasse ist ganz oder teilweise unterbrochen.	3 000
<u>Fehlerhaftigkeit der Oberfläche</u> Das Aussehen der Oberfläche des Gußobjekts ist nicht genügend glatt und gleichmäßig. Geht die Fehlerhaftigkeit über ein geringfügiges Maß hinaus, so daß sie nicht mehr nur die Oberfläche betreffend angesehen werden kann, so gehe man zurück auf die Klassen 1 000 (Auswüchse), 2 000 (Hohlräume) oder 7 000 (Einschlüsse).	4 000
<u>Unvollständiges Gußstück</u> Ein Teil des Gußstücks fehlt.	5 000
<u>Ungenauae Maße oder Gestalt</u> Das geometrische Kennzeichen der Gestalt ist gewahrt, aber es enthält Maßfehler.	6 000
<u>Einschluß oder Heterogenität</u> Das Gußmetall enthält Fremdkörper (Schlacke, Einbettmasse, u. a.) die bisweilen an der Oberfläche in Erscheinung treten. Die erst durch Bearbeitung mit der Oberfläche in Verbindung tretenden Einschlüsse sind nicht mit Fehlern der Klasse 2 000 zu verwechseln!	7 000
<u>Verformung</u> Die Gußstücke zeigen eine Abweichung der Form vom ursprünglichen Modell.	8 000
<u>Nur mit Geräten feststellbare Fehler</u> Das Gußstück erscheint einwandfrei, enthält aber bei der Sichtprüfung nicht wahrnehmbare Fehler.	9 000

Tafel Nr. 1000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
Metallischer Auswuchs	- 1100		
Nichtmetallischer Auswuchs	- 4200		

Tafel Nr. 1100
abgeleitet von Tafel Nr. 1000

Flacher, dünner und im allgemeinen im rechten Winkel zu einer Fläche des Gußstücks stehender Auswuchs		- 1110	Grat durch Riß der Einbettmasse
Blumenkohlartiger Auswuchs, bisweilen recht massiv und in Verbindung mit Einbettmasseneinschlüssen.		- 1120	Ausgeflossener Hohlraum in der Einbettmasse.
Massiver Auswuchs in perlen- oder tropfenförmiger Gestalt		- 1130	Gußperle
Massiver Auswuchs in perlen- oder tropfenförmiger Gestalt, jedoch bestehend aus niedrig schmelzenden Legierungs-Komponenten		- 1140	Schwitzperle

Tafel Nr. 2000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Hohlraum mit glatten, meist rundlichen Wänden.	- 2100		
Hohlraum mit rauen Wänden, oft dendritisch verzweigt. Der Hohlraum erstreckt sich meist auf die zuletzt erstarrten Teile des Gußstücks.	- 2200		
Der Hohlraum war ursprünglich mit Einbettmasse gefüllt. Siehe unter "Einschlüsse".	- 7210		

Ursache	Abhilfe
Riß der Einbettmasse. Unsachgemäße Verarbeitung: Zu dünn angerührt, zu stark und zu schnell erhitzt. Mechanische Einwirkung auf die Form (Schlag, Stoß)	Verarbeitungsvorschrift der Einbettmasse beachten.
Zu dicke Konsistenz beim Anrühren der Einbettmasse. Asbestring wurde nicht angefeuchtet. Einbettmasse wurde durch Wasserentzug zu dick. Das zum Anrühren benutzte Wasser war zu warm. Folge: ungenügendes Vakuum, da das Wasser vor Erreichen des notwendigen Unterdrucks zu sieden beginnt.	Verarbeitungsvorschrift der Einbettmasse beachten.

Tafel Nr. 2100
abgeleitet von Tafel Nr. 2000

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
Kugelige Hohlräume, vereinzelt oder in unregelmäßigen Gruppen. Stark variierende Durchmesser. Auch sehr verschieden bei mehreren Hohlräumen im gleichen Stück.		- 2110	Blasen Gasblasen
Glattwandige Hohlräume von meist rundlicher Gestalt. Ähnlich wie Nr. - 2110, aber in den Abmessungen kleiner als 0,2 mm. Verhältnismäßig gleichmäßig im Gußstück oder einer Zone verteilt.		- 2120	Poren
Wie Nr. 2110, aber meist auf den oberen Teil der Form beschränkt oder nahe an der Oberfläche gelegen. Siehe auch Nr. 2160		- 2130	Luftblase
Wie Nr. 2110, bisweilen auch unregelmäßig gestaltet, aber in der Nähe eines mit dem Gußmetall in Verbindung stehenden eingelegten Metallkörpers (Wurzelstift, Gußkappe, Kronenring)		- 2140	Gasloch
Wie Nr. 2110, aber mit einem Schlackeneinschluß.		- 2150	Schlackenblase
Oberflächliche Vertiefung, häufig in Verbindung mit lange warmbleibenden Stellen oder Stellen mit örtlich unzureichender Gasabfuhr. Kombinierte Erscheinung von Gasblasen und Schwindungslunkern.		- 2160	Blasenlunker, Einbuchtung

Ursache	Abhilfe
Die Unterscheidung der verschiedenen Arten nur nach dem Aussehen ist sehr schwierig. Auch durch Versuche ist nicht immer Art und Ursprung der Entstehung festzustellen. Ursachen sind: Gelöste Gase. Reaktionen im flüssigen Metall. Mitgerissene Luft. Aufspaltung von Bestandteilen der Form. Reaktion des Metalls mit der Form. Zusammensetzung des Gußmetalls. Erstarrungsintervall. Größe der Gußkanäle im Verhältnis der zu füllenden Gußform. Zu kalter Guß.	Schnelleres Einschmelzen. Gaszutritt vermeiden. Bessere Metalle und Formmaterialien verwenden. Bessere Anordnung der Gußkanäle. Richtiges Erhitzen von Metall und Gußform.
Luft ist im Formhohlraum eingeschlossen und kann nicht entweichen. Evtl. sind beim Guß Wirbel entstanden.	Erhöhte Durchlässigkeit der Einbettmasse. Entlüftung durch Abzüge, Asbest. Poröse Muffeln.
Gasabsorption der eingelegten Metallkörper. Oxyde.	Verwendung nicht oxydierender angußfähiger Metalle. (z. B. Degulor "i")

Tafel Nr. 2200
abgeleitet von der Tafel Nr. 2000

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
Auf den oberen Teil heißer Zonen beschränkt, meist trichterförmig. Der Trichter kann sich nach unten in einer Reihe geschlossener Hohlräume fortsetzen.		- 2210	Offener Lunker, Außenlunker
Wie Nr. 2210, aber ohne Verbindung nach außen.		- 2220	Geschlossener Lunker, Innenlunker
Wie Nr. 2210, aber in Form eines Spaltrisses.	- 3220		
Eine Reihe weniger, länglicher, schlauchförmiger Hohlräume, meist im Zentrum des Gußstücks. Für das unbewaffnete Auge oft nicht sichtbar. Zeigt sich bisweilen als schwammiges Gefüge.		- 2230	Mittellinienlunker
Leichte oberflächliche Vertiefung, häufig in Verbindung mit lange warm-bleibenden Stellen. Meist beschränkt auf massive Formen, am häufigsten in der Nähe einer Innenkante. Siehe auch - 2160 und - 2130		- 2240	Offener Schwindungshohlraum, Einfallstelle, Vakuole, Depression, äußere Schrumpfung
Hohlraumbildung von schwammigem Aussehen über große Teile oder das ganze Gußstück verstreut. Kann dendritische Hohlräume umfassen. Am häufigsten bei Legierungen mit großen Erstarrungsintervall.		- 2250	Porosität
Über das ganze Gußstück oder große Teile des Stückes verstreut in fein verteilter Form Durchmesser kleiner als 1/10 mm bis 1/15 mm.		- 2260	Mikrolunker Interkristalline Lunker.

Tafel Nr. 3000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
Die Trennung des Zusammenhanges ist mit bloßem Auge nicht sichtbar oder nur schwer zu erkennen.	- 3100		
Die Kontinuitätstrennung ist deutlich.	- 3200		

Tafel Nr. 3100
abgeleitet von der Tafel Nr. 3000

Das Aussehen der Bruchfläche ist normal.(Metallisch rein)		- 3110	Kaltriß
Die Bruchstelle ist durch Oxydation in der Wärme verfärbt.		- 3120	Warmriß

Tafel Nr. 3200
abgeleitet von der Tafel Nr. 3000

Bindungsfehler zwischen mehreren Metallflächen während der Füllung der Form mit flüssigem Metall. Häufig abgerundete Ränder.	- 3210		
Die nicht abgerundeten Ränder deuten auf einen Bruch hin.	- 3220		

Tafel Nr. 3210
abgeleitet von der Tafel Nr. 3200

Die Berührungsstellen zweier Metallflächen sind nicht vollständig verschweißt.		- 3211	Unvollständiger Anguß
Die Berührungsstellen zweier Metallflächen sind gar nicht miteinander verschweißt.		- 3212	Nicht gelungener Anguß.

Ursache	Abhilfe
Spannungen	
Spannungen	
Unvollständige Verschweißung durch Oxydbildung oder zu große Temperaturdifferenz	Evtl. Verlöten nach Entfernen der Oxyde. Anguß vermeiden durch eine ausreichende Menge an Schmelzmetall. Angußfähige Legierungen wählen.

Tafel Nr. 3220
abgeleitet von der Tafel Nr. 3200

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
An der Oberfläche sichtbarer Fehler. Rißbreite nicht unbedingt gleich- mäßig. Verläuft längs den Korngrenzen.		- 3221	Schwindungsriß
Kennzeichen wie Nr. 3221, kann aber ganz im Innern auftreten und steht meist mit Lunkerzone in Verbindung.		- 3222	Schrumpfriß
Offene Ränder, gleichmäßige Richt- breite über den ganzen Querschnitt, vermutlich durch Spannungen in der vom Fehler betroffenen Zone.		- 3223	Spannungsriß

Tafel Nr. 4000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Der Fehler läßt sich nicht als merkbare Erhebung bezeichnen.	- 4100		
Der Fehler läßt sich als merkbare Erhebung bezeichnen.	- 4200		

Tafel Nr. 4100
abgeleitet von der Tafel Nr. 4000

Die Oberfläche des Metalls ist schlecht ausgebildet und zeigt runzliges Aussehen.		- 4110	Runzeln, Schlieren,
Die Oberfläche des Metalls ist schlecht ausgebildet und bleibt auch nach dem Absäuern rau.		- 4120	Rauhigkeit
Die Oberfläche zeigt tiefergehende Risse.	- 3000		

Ursache	Abhilfe
Schwindung	Kompensationseinbettmassen.
Schwindung	
Spannung durch ungünstige Form	Veränderte Formgebung des Modells.
Rauhigkeit der Formwände. Grobkörnige Einbettmasse. Falsche Verarbeitung der Einbettmasse, Oxyde. Ungenügendes Vacuum bei entsprechendem Einbettverfahren. Zu geringe Amplitude der zum Guß benötigten Kraft.	Feinkörnige Einbettmasse. Vacuum-Einbettung. Genaue Beachtung der Verarbeitungsanweisung für Einbettmassen. Verwendung von sauberem Gußmetall. Indirektes Schmelzen des Gußguts.

Tafel Nr. 5000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
Der Fehler zeigt Formabweichungen geometrischer Art.	~ 6000		
Das Gußstück ist als ganzes ausgeflossen, zeigt aber mehr oder weniger unscharfe Kanten. Die Oberfläche ist glatt.		~ 5100	Schlecht ausgeflossener Guß
Das Gußstück ist unvollständig.	~ 5200		

Tafel Nr. 5200
abgeleitet von der Tafel Nr. 5000

Der obere Teil der Gußform ist nicht mit Schmelze gefüllt worden.		~ 5210	Unvollständiger Guß
Der Guß ist nicht vollständig wie Nr. 5210 und zeigt gleichzeitig Erscheinungen wie Nr. 1110 und 1120.		~ 5220	Durchgelaufener Guß

Ursache	Abhilfe
Mangel an Fließfähigkeit der Legierung. Zu enge Gußkanäle. Zu geringer Gußdruck. Zu kalter Guß.	Verwendung sauberer, oxyd- freier Metalle. Höhere Tempera- turen für Metall und Form. Er- höhter Gußdruck. Weitere Guß- kanäle.
Es wurde zu wenig Gußmetall verwendet.	Mehr Gußmetall.
Der Mangel an Gußmetall erklärt sich aus den Fehlern Nr. = 1110 und = 1120. Siehe dort.	

Tafel Nr. 6000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Kennzeichen des Gußfehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Benennung
Die Gestalt des Gußobjekts ist richtig, zeigt aber gleichmäßige Abweichungen in den Abmessungen		- 6100	Gleichmäßige Schwindung.
Die Gestalt des Gußobjekts ist unrichtig oder zeigt ungleichmäßige Abweichungen der Abmessungen.		- 6200	Ungleichmäßige Schwindung.

Tafel Nr. 7000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Metallische Einschlüsse oder Trennung in Phasen von unterschiedlichem Aussehen.	- 7100		
Nichtmetallische Einschlüsse	- 7200		

Tafel Nr. 7100
abgeleitet von der Tafel Nr. 7000

Einschluß, der in seiner Zusammensetzung und dem Aussehen völlig verschieden ist von dem Gußmetall. Vereinzelt oder zufällig vorkommender Fehler.		- 7110	Metallischer Einschluß fremden Ursprungs.
Einschlüsse, deren Zusammensetzung von den verschiedenen Elementen der Grundlegierung abweicht. Die Ungleichmäßigkeit zeigt sich besonders zwischen den Dendriten als feinkristalline Ausscheidung.		- 7120	Mikro- oder interdendritische Seigerung. Korngrenzenseigerung.
Stark begrenzte Segregation durch Einfließen niedriger schmelzender Legierungsbestandteile als Resultat der Ausfüllung eines Wärmerisses.		- 7130	Ausfülleffekt

Ursache	Abhilfe
Schwindung	
Schwindung	
Verunreinigung des Metalls. Verwendung von "Resten".	
Seigerung, begünstigt durch zu großes Erstarrungsintervall.	

Tafel Nr. 7200
abgeleitet von der Tafel Nr. 7000

Kennzeichen des Fehlers	Siehe weiter unter Nr.	Klassifikation	
		Nr.	Bennennung
Der Einschuß hat das Aussehen und die Zusammensetzung der Einbettmasse.		- 7210	Einbettmassen- einschuß.
Der Einschuß hat das Aussehen und die Zusammensetzung von Erzeugnissen chemischer Reaktionen, die aus dem Metall und seinen Komponenten entstanden sein könnten.		- 7220	Metalloxyde oder Schlacken.
Wie Nr. 7220, aber gleichmäßig fein verteilt.		- 7230	Schlacken- poren
Die Art des Einschusses unterscheidet sich von den bekannten und zum Guß verwendeten Materialien.		- 7240	Verunreinigung unbekannter Herkunft.

Tafel Nr. 8000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Die Formabweichung hat ihre Ursache im Modell.		- 8100	Verformung des Modells.
Das Modell hatte die richtige Form, der Guß aber ist verformt.		- 8200	Verformung während der Einbettung.
Das Gußstück zeigte bei der Ausbettung die richtige Form, ist aber nach der Bearbeitung verzogen.		- 8300	Verspannung

Tafel Nr. 9000
abgeleitet von der Übersichtstafel

Nur durch besondere Prüfverfahren feststellbare Fehler. Unvollständige Aufzählung ohne weitere Einteilung.		- 9000	Innere Spannung. Ungünstige oder falsche chemische oder physikalische Gefügeeigenschaften. Fehler der Einbettmasse, der Modellmasse und deren Verarbeitung.
--	--	--------	---

Ursache	Abhilfe
Absprengen oder Mitreißen von Einbettmasse-Teilchen.	Bessere Festigkeit der Einbettmasse durch vorschriftsmäßiges Anrühren. Bessere Anordnung der Gußkanäle. Vermeiden mechanischer Beeinträchtigung (Stoß, Schlag)
Im Metallstrom eingeschlossene Oxyde beim Eintritt in die Form.	Verwendung oxydlösender Stoffe, z. B. Natriumtetraborat $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. Schmelzen unter reduzierender Atmosphäre. Verwendung sauberen Metalls.
Verformung des Modells (z. B. Wachs) u. a. durch Wärme.	
Einbettmasse war zu warm oder zu fest.	
Unvorsichtige Behandlung nach dem eigentlichen Gußvorgang. "Abkneifen" des Gußstifts. Auslösen innerer Spannungen durch Bearbeitung.	Absägen des Gußstifts.

Zusammenfassung

Das Thema der Arbeit: "Beitrag zur Klassifikation von Gußfehlern bei zahnärztlichen Metallarbeiten" bedingt ein umfangreiches Literaturstudium.

Die Frage nach einer Analyse und Klassifikation der Gußfehler zeigt, daß das zahnärztliche Gußverfahren mit vielen Unsicherheitsfaktoren behaftet ist. Man sollte annehmen, daß sich bei einem Verfahren, welches seit etwa 60 Jahren täglich in den zahnärztlichen Laboratorien der ganzen Welt angewendet wird, eine Arbeitsweise entwickelt hat, die eine gleichbleibende Güte gewährleistet. Die vielen wissenschaftlichen Untersuchungen und die daraus resultierenden Änderungsvorschläge lassen erkennen, daß eine Verbesserung immer noch wünschenswert, notwendig und möglich ist.

Durch die Schilderung und Ordnung der beschriebenen Gußfehler können auf die beim Gießen in der Zahnheilkunde auftretenden Gußfehler Rückschlüsse gezogen werden.

Durch Anwendung bestimmter Techniken und Materialien lassen sich störende Faktoren beeinflussen und das Auftreten von Gußfehlern vermindern. Stets jeden Gußfehler zu vermeiden ist wahrscheinlich unmöglich, noch dazu, weil nicht alle Gußfehler bei der gleichen Legierung auftreten.

Es ist bekannt und wird durch Metallurgen bestätigt, daß bei den für die Zahnheilkunde entwickelten Edelmetall-Legierungen, die in der Hauptsache aus Gold, Platinmetallen, Silber, Kupfer und Zink bestehen, vorwiegend die Lunker als Gußfehler auftreten. Auf diese Form der Erstarrungsschwindung, durch Naturgesetze bestimmt, haben wir keinen Einfluß. Durch geeignete Mittel aber kann beispielsweise die Bildung von Lunkern in ein Gebiet verlegt werden, das für den Erfolg des Gusses unwesentlich ist.

Da jedoch im Unterricht, bei den vorbereitenden Kursen nicht ausschließ-

lich Edelmetall-Legierungen, sondern auch Unedelmetall-Legierungen wie Chromin, Randolf u. a. Verwendung finden, ist es aus didaktischen Gründen notwendig, eine tabellarische Übersicht der Gußfehler zur Verfügung zu haben.

Mit Hilfe des DK-Systems wurde unter der großen Zahl der Gußfehler bei der zahnärztlichen Metalltechnik diese Übersicht gegeben. In den Tabellen auf den Seiten 67 bis 83 sind alle Gußfehler, die sowohl bei technischen als auch zahnärztlichen Gußlegierungen auftreten können, erfaßt.

Die Reproduktion von Gußfehlern ist außerordentlich schwierig. Es wurden daher die Gußfehler an Hand des Literaturstudiums beschrieben und klassifiziert. Der Belegung von möglichen Fehlern bei zahnärztlichen Metallarbeiten diente eine Reihe vorhandener Fehlgüsse.

Literaturnachweis

1. Aitchison, L. and Kondic, V. The casting of non-ferrous ingots.
Mc Donald & Evans, Ltd., London 1953
2. Allendorf, H. Präzisionsgußverfahren mit Ausschmelz-
modellen.
Fachbuchverlag Leipzig (1956)
3. Benecke, B. Beiträge zum Gußproblem.
Zschr. Stomat. 11, 987 (1929)
4. Bonsack, Ch. Der heutige Stand des Gußproblems.
Dtsch. zahnärztl. Zschr. H. 1, 6 H. 2, 67 (1953)
5. Briggs, Ch. W. The metallurgie of steel castings
New York Mc. Graw-Hill (1946)
6. Czochralski, J. Moderne Metallkunde
Springer-Verlag Berlin (1924)
7. Degussa-Briefe Nr. 3 Was ist Palliag?
Nr. 13 Die moderne Palliag-Verarbeitung.
Nr. 16 Hilfsmittel der modernen Vorwärmetechn.
Nr. 28 Die angußfähige Platin-Gold-Legierung
Degulor "i".
Nr. 32 Warum sind feinkörnige Gußstücke
homogen?
Nr. 33 Wie sind Schwefelschädigungen beim
Vorwärmen von Edelmetall-Legierun-
gen zu vermeiden?
Nr. 34 Über das Löten.
Eigenverlag der Deutschen Gold- und Silber-
Scheideanstalt. Frankfurt am Main
8. Deutscher Normen- Dezimal-Klassifikation.
ausschuß (DNA) Veröffentlichung des Internationalen Ver-
bandes für Dokumentation. Beuth-Vertrieb
GmbH. Berlin-Köln.
9. Dresner, J. Studium über Strömungsvorgänge in der
Muffel zahnärztlichen Gußverfahrens
Med. Diss. Erlangen (1949)
10. Eichner, K. Leitfaden zahnärztlicher Werkstoffe und
ihrer Verarbeitung.
Berlinische Verlagsanstalt (1960)
11. Elander Das Problem der Herstellung exakter Gold-
gußfüllungen.
Korrespbl. Zahnärzte, Berlin 9, 273 (1928)

12. Falck, K. Einführung in die Werkstoffkunde
für Zahnärzte
München (1937): Lehmann
13. Falck, K. Metallkundliche Untersuchungen über Gold
und Goldlegierungen mit besonderer Berücksichtigung der Verwendung in der Zahnheilkunde.
Zschr. zahnärztl. Materialkd., Berlin H. 1.
und 2. (1926)
14. Faesch, Th. Untersuchungen über Gußstruktur im Gußverfahren bei verschiedenen zahnärztlichen Kronen- und Brückenlegierungen.
Schweiz. Mschr. Zahnhk. Bd. 49 Nr. 8 S. 797
(1939)
15. Flaumenhaft, E. Anleitung zur Ausnutzung der Expansionskraft der Einbettungsmassen beim Gießen von Füllungen. Dtsch. zahnärztl. Wschr. 13, 286 (1934)
16. Fritsch, Elbrecht und Nowack Das Gießen mit dem verlorenen Kopf.
Zahnärztl. Rsch., Berlin 17, 709 (1930)
17. Gerlach Thermo-Volumetrische Untersuchungen an Einbettmassen.
Meusser (1935)
18. Grahwinkel Die Technik des Goldgusses. Über das Gießen.
Vjschr. Zahnhk., Berlin 4, 411 (1924)
19. Graßl, J. F. Verbesserung der Oberfläche von Güssen durch Netzmittel und Vakuumeinbettung.
Dtsch. zahnärztl. Zschr. 18, 1057 (1954)
20. Greve Über die Entwicklung des Metallgußverfahrens in der Zahnheilkunde
Dtsch. zahnärztl. Wschr. 44, 533 (1922)
21. Han, D. S. Experimentelle Untersuchungen zur weiteren Klärung des Gußproblems.
Dtsch. Mschr. Zahnhk. 6, 529 (1930)
22. Hehring, H. Die prozentualen linearen Veränderungen eines Palliag-Gusses in Abhängigkeit von verschiedenen Einbettmethoden.
Med. Diss. Berlin F. U. (1955)
23. Internationaler Ausschuß für Gußfehler Gußfehler-Atlas
Düsseldorf: Gießerei-Verlag (1955)
24. Internationale Dezimal-Klassifikation
Beuth-Vertrieb GmbH. Berlin-Köln

25. Internationales
Gußfehler-Komitee Gußfehler-Atlas II
Orig. Titel: Album de Défauts de Fonderie
Düsseldorf: Gießerei-Verlag (1955)
26. Irwin, R. L. A simple and accurate method for casting.
J. Amer. Dent. Ass. 23 (1943)
27. Jung, F. Studium über Einbettungsmassen und ihr
Einfluß auf die Oberflächengestaltung von
Gußarbeiten.
Dtsch. zahnärztl. Wschr. 7, 121 (1926)
28. Knipp, E. Fehlerscheinungen an Gußstücken.
Ursachen und Vermeidung.
Gießerei-Verlag Düsseldorf (1953)
29. Knischewsky, F. Materialkunde der Zahntechnik
II. Metallkunde
München 1950
30. Loebich, O. Das Gefüge von Goldgußarbeiten.
Dtsch. zahnärztl. Zschr. 20, 1149 (1953)
31. Loebich, O. Der Lunker und seine Vermeidung.
Dtsch. zahnärztl. Zschr. 18, 1037 (1953)
32. Loebich, O. Fehlerquellen bei der Metallprothetik.
Zahntechnik 22, 261 und 23, 275 (1949)
33. Loebich, O. Über das Gefüge von Gold- und Palladium-
Silberlegierungen und seine Homogenisierung.
Stoma. 3. Jg. S. 251 (1950)
34. Masung, G. und
Scheuer, E. Zahnärztliche Metallkunde.
Springer-Verlag Berlin (1934)
35. Murphy, A. J. Non-ferrous foundry metallurgy
Pergamon Press, Ltd. London (1954)
36. Myers, E. Time required to cast gold by centrifugal
force.
J. Amer. Dent. Ass. 12, 2001 (1941)
37. Neuendorf, E. Kritische Betrachtungen über die verschie-
denen zahnärztlichen Gußverfahren in physika-
lischem-physikochemischen Sinne und ihre
Verwertung für ein neues Gußgerät.
Med. Diss. Marburg (1941)
38. Nowack, L. Gold und Goldlegierungen.
Zschr. zahnärztl. Materialkd. Berlin
H. 3 und 4 (1926)
39. Ohrlein, A. Die physikalischen Gesetze beim Gußver-
fahren.
Zahnärztl. Rsch., Berlin 38 (1924)

40. Oehrlein, A. Leitfaden zahnärztlicher Gußtechnik.
Berlinische Verlagsanstalt (1928)
41. Oehrlein, A. Über das zahnärztliche Gußverfahren.
Dtsch. Mschr. Zahnhk. 9, 257 (1922)
42. Oettinger, R. Beitrag zur Metalltechnik:
II. Das Gießen mit dem "verlorenen Kopf".
Zahnärztl. Rsch. 6, 231, (1930)
43. Oettinger, R. Über das Goldgußproblem.
Zahnärztl. Rsch. 7, 8, 9, S. 229 (1928)
44. Petterson, H. Gjuteriet.
Göteborg: Elander (1953)
45. Raub, E. Die Edelmetalle und ihre Legierungen.
Springer-Verlag (1940) Berlin
46. Roll, F. Neue Gießerei.
Springer-Verlag Berlin (1959)
47. Rosenzweig, M. Bemerkungen für die Expansionsgußtechnik.
Zschr. Stomat. 11 (1930)
48. Sauerwald Lehrbuch der Metallkunde.
Springer-Verlag Berlin (1929)
49. Schöffner Formveränderungen von Goldgüssen für die
Zahnheilkunde.
Dtsch. zahnärztl. Wschr. 21, 1165 (1931)
50. Scheer, K. Die Fehlerquellen beim Metalleinlagever-
fahren unter besonderer Berücksichtigung
des Gusses mit Randolffmetall und dessen
Verhalten im Munde.
Dtsch. Mschr. Zahnhk. 6, 161 (1923)
51. Scheer, K. Die Mißerfolge bei der Goldgußfüllung.
Zahnärztl. Rsch. 51, 906 und 52, 922 (1927)
52. Scheffler, K. Der Einfluß verschiedener Gußmethoden auf
die Beschaffenheit der Gußstücke in der
zahnärztlichen Praxis.
Zahnärztl. Rsch. 1, 13 und 2, 60 und 3, 107
(1932)
53. Schoenbeck, F. Kurzer Leitfaden der zahnärztl. Metallkunde.
Berlin: Meusser (1931)
54. Schoenbeck, F. Porenbildung beim Goldguß.
Zschr. zahnärztl. Materialk., Berlin 2, 109
(1929)
55. Schoenbeck, F. Zahnärztliche Metallkunde.
Fortschritte V I. Teil S. 915 (1929) Berlin

56. Schmitt, K. H. Die Vermeidung von Fehlern und Mißerfolgen bei Metallgüssen. I + II
Dtsch. zahnärztl. Zschr. 22, 1433 und 23, 1496 (1949)
57. Schmitt, K. Die Form der Gußmulde sowie Anordnung und Größe der Gußstifte als Voraussetzung für das Gelingen von Metallgüssen.
Med. Diss. München (1948)
58. Schubert, L. Expansionsgußverfahren und Untersuchungen über ihren praktischen Wert.
Dtsch. zahnärztl. Wschr. 69 (1932)
59. Schubert, L. Über Fragen des Goldgußverfahrens.
Zahnärztl. Rsch. 11, 445 (1930)
60. Schwarz, M. Metall- und Legierungskunde.
Stuttgart: Enke (1920)
61. Sieverts, A. und Hagenacker Löslichkeit des Sauerstoffs in Silber.
Aus: Raub, E.: (45) Die Edelmetalle und ihre Legierungen.
62. Sieverts, A. und Krumbhaar, W. Ber. Dtsch. Chem. Ges. 43
Aus: (45) Raub, E.: Die Edelmetalle und ihre Legierungen.
63. Solbrig, O. Welche Faktoren bedingen die Formveränderungen im zahnärztlichen Gußverfahren?
Vjschr. Zahnhk., Berlin, 81 (1922)
64. Spanner, J. Grundlagen der Gußtechnik.
Schweiz. Mschr. Zahnhk. 1, 1 (1933)
65. Spreng, M. Metallkunde für den Zahnarzt.
Apollonia-Verlag Basel Schweiz (1940)
66. Steacie, E. W. R. und Johnson, F. M. G. Die Isobaren des Systems Silber-Sauerstoff
Proc. roy. Soc., London
Aus: (45) Raub, E.: Die Edelmetalle und ihre Legierungen.
67. Sterner-Rainer Edelmetalllegierungen und Amalgame.
Berlin: Meusser (1930)
68. Taylor, Pfaffenbarger und Sweeney Dental Inlay Casting Investments.
J. Amer. Dent. Ass. 12, 2266 (1930)
69. Taylor und Pfaffenbarger Progress report on research on dental materials.
J. Amer. Dent. Ass. 3, 404 (1932)

70. Tedds, D.F.B. Experiences with the Investment Casting Process.
Foundry T.J. (1952)
71. Thielemann Zur Frage der Herstellung umfassender Goldgüsse.
Zahnärztl.Rsch. 43 (1930)
72. Torfs, A. Les cavités de retassure et retirure dans nos coulées dentaires.
J.dent.belge 5, 291 (1958)
73. Uhlig, H. Kann man zahntechnische Goldlegierungen angießen?
Das Dentallabor Bd. 6 H. 1 S. 3 (1958)
74. Wagner, E. Aufbau und Eigenschaften platinmetallhaltiger Gußgold-Legierungen.
Zahnärztl.Praxis, Berlin Nr. VI/18 S. 9 (1955)
75. Wagner, E. Das Gefüge bei modernen Platin-Gold-Legierungen.
Dtsch.zahnärztl.Zschr. 23, 1787 (1955)
76. Wagner, E. Metallkundliche Betrachtungen des Gießens von Goldlegierungen.
Zahnärztl.Praxis, Berlin 9, 201 (1958)

Curriculum vitae

Am 2. Februar 1934 wurde ich als Sohn des kaufmännischen Leiters Erwin Moeller und seiner Ehefrau Elly geborene Steschulat in Berlin geboren.

Hier besuchte ich auch die Volksschule. Während der Evakuierung im 2. Weltkrieg wurde ich in das Staatliche Gymnasium zu Elbing aufgenommen. Nach Beendigung des Krieges setzte ich dann im Kieler Gymnasium und ab 1946 wieder in Berlin die humanistische Schulbildung bis zur Reifeprüfung am 3. März 1954 fort.

Während eines einjährigen Aufenthalts 1948/49 in Schweden besuchte ich in Stockholm die "Palmgränska samskola".

Im Sommersemester 1954 begann ich an der Freien Universität Berlin das Studium der Zahnmedizin und legte am 30. April 1956 dort die zahnärztliche Vorprüfung mit dem Gesamturteil "sehr gut" ab.

Am 24. März 1960 beendete ich durch die zahnärztliche Prüfung mit der Gesamtnote "gut" das Studium an der Freien Universität Berlin.

Seit 1960 war ich in mehreren Praxen Berlins als Assistent tätig. Im Februar 1963 wurde ich mit der Wahrnehmung der Dienstgeschäfte eines wissenschaftlichen Assistenten an der Poliklinik und Klinik für Zahn-, Mund und Kieferkrankheiten der Freien Universität Berlin unter der Leitung von Herrn Prof. Dr. med. et, Dr. med. dent. E. Harndt beauftragt.

Nachsatz

Am Ende dieser Arbeit gilt mein herzlicher Dank Herrn Priv.-Doz. Oberarzt Dr. K. Eichner, der mir das Thema freundlicherweise überlassen hat. Er hat mir darüber hinaus durch sachkundige Anregungen und bereitwillige Unterstützung wertvolle Dienste erwiesen.

Die kritische Korrektur und manchen nützlichen Hinweis durch Herrn Dipl.-Ing. Dr. E. Wagner, Pforzheim habe ich dankbar entgegengenommen.

